

بررسی رشد ترک خستگی در آلیاژ سوپرالاستیک نیکل-تیتانیوم با استفاده از روش انسجام تصویر دیجیتال

بابک کتانچی*^۱، نقدعلی چوپانی^۱، جعفر خلیل علافی^۲، مصطفی باغانی^۲

^۱دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران
^۲مرکز تحقیقاتی مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران
^۳دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تهران، تهران، ایران

خلاصه: در سال‌های اخیر، آلیاژهای حافظه‌دار، به‌ویژه آلیاژ نیکل-تیتانیوم مورد توجه صنایع بسیاری قرار گرفته‌اند. پدیده تغییر فاز مارتنزیتی در آلیاژهای حافظه‌دار، مهم‌ترین عامل در بروز رفتار منحصر به فرد آن‌ها می‌باشد. در این مقاله، تشکیل مارتنزیت متأثر از تنش در نوک ترک نمونه‌های سوپرالاستیک نیکل-تیتانیوم (۵۰/۸٪ نیکل) به کمک روش انسجام تصویر دیجیتال مورد بررسی قرار گرفت. به طور خاص، نمونه‌های ترک لبه‌ای تحت بارگذاری مکانیکی خستگی قرار گرفتند و اندازه طول ترک و همچنین میدان‌های جابجایی در نوک ترک نمونه‌ها به کمک تکنیک انسجام تصویر دیجیتال اندازه‌گیری و محاسبه شدند. کنترل طول ترک در طی آزمایش خستگی، با استفاده از دوربینی با بزرگنمایی بالا انجام شد. در ادامه، ضرایب شدت تنش بر اساس استاندارد آ.آ.آ. تی.ام ای ۶۴۷-۱۵ بدست آمدند. نتایج بدست آمده از تحلیل شکست نمونه‌ها نشان می‌دهند که با افزایش نسبت بار، مقادیر ضریب شدت تنش آستانه خستگی کاهش پیدا می‌کنند. در مقاله حاضر، برای نسبت بار ۰/۰۵ در طی فرآیند رشد ترک، مقدار آستانه خستگی برابر با $17 \text{ MPa.m}^{1/2}$ می‌باشد، در حالی که مقدار ضریب شدت تنش، پیش از گسیختگی نهایی در حدود $35 \text{ MPa.m}^{1/2}$ برآورد شد. همچنین، به عنوان روشی نوین در مشاهده پدیده تغییر فاز مارتنزیتی، تصاویر بدست آمده از تحلیل انسجام تصویر دیجیتال، تشکیل مارتنزیت متأثر از تنش در نوک ترک نمونه‌ها را نشان دادند.

تاریخچه داوری:

دریافت:

بازنگری:

پذیرش:

ارائه آنلاین:

کلمات کلیدی:

آلیاژهای حافظه‌دار نیکل-تیتانیوم

غیر فاز مارتنزیتی

خستگی

نرخ رشد ترک

انسجام تصویر دیجیتال.

۱- مقدمه

وجود می‌آید. چنین تغییر حالتی، یک تغییر حالت مارتنزیتی نامیده می‌شود [۱-۳]. در طی این تغییر فاز، ۴ دمای بحرانی به نام‌های دمای شروع آستنیت A_s ، دمای پایان آستنیت A_f ، دمای شروع مارتنزیت M_s و دمای پایان مارتنزیت M_f از اهمیت ویژه‌ای برخوردار هستند. در دمای بالاتر از A_f که آلیاژ، در فاز پایدار آستنیت قرار دارد، با اعمال یک بار مکانیکی، ساختار ماده به فاز مارتنزیت تغییر می‌یابد و در صورت باربرداری، مجدداً به فاز آستنیت برمی‌گردد که نشان‌دهنده رفتار سوپرالاستیک می‌باشد. زمانی که دما پایین‌تر از A_s است، پس از باربرداری هیچ تغییر فاز معکوسی از مارتنزیت به آستنیت روی نمی‌دهد، اما اگر دما به مقداری بالاتر از دمای A_f افزایش یابد یک تغییر فاز معکوس ایجاد می‌گردد که چنین پدیده‌ای اثر حافظه شکلی حرارتی نامیده می‌شود [۴]. باید به این نکته توجه داشت که علی‌رغم گسترش و توسعه استفاده از اثر حافظه‌داری حرارتی در صنایع، اما

در سال‌های اخیر، آلیاژهای حافظه‌دار، به‌ویژه آلیاژ نیکل-تیتانیوم مورد توجه صنایع بسیاری قرار گرفته‌اند. این آلیاژها گروهی از مواد هوشمند هستند که در قیاس با سایر مواد مهندسی دارای خواص منحصر به فردی می‌باشند. از دیدگاه ماکروسکوپیک، رفتار ویژه این آلیاژها می‌تواند در دو پدیده به نام‌های اثر حافظه شکلی حرارتی^۱ و اثر سوپرالاستیسیته^۲ بررسی شود. این ویژگی‌ها، از یک تغییر فاز جامد-جامد مابین فاز مادر آستنیت دارای ساختاری با تقارن بالا و فاز مارتنزیت با ساختاری با تقارن پایین، در پاسخ به بارگذاری‌های مکانیکی و حرارتی ناشی می‌شوند. تغییر از یک فاز به فاز دیگر با نفوذ یا پخش اتم‌ها رخ نمی‌دهد، بلکه یک اعوجاج برشی در شبکه ماده به

- 1 . Shape Memory Effect
- 2 . Super Elasticity

*نویسنده عهده‌دار مکاتبات: babakkatanchi68@yahoo.com

ضریب شدت تنش بحرانی $35 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ را برای آلیاژ مارتنزیتی نیکل-تیتانیوم گزارش نمودند. گولرتان و همکاران [۱۰] گزارشی کامل در خصوص شکست آلیاژ نیکل-تیتانیوم در طی بارگذاری شبه استاتیک ارائه نمودند. ضریب شدت تنش برای سه حالت مارتنزیتی، سوپرالاستیک و آستنیتی بدست آمد. آزمایش‌های ایشان در حالت کرنش صفحه‌ای انجام گرفت و نشان داده شد که آلیاژهای مارتنزیتی و سوپرالاستیک دارای مقادیر ضریب شدت تنش مشابهی می‌باشند ($31 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ و $34 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$). در یکی از آخرین مطالعات تجربی صورت گرفته، یو و همکاران [۲۲] به بررسی اثر فرکانس بارگذاری در پاسخ شکست آلیاژ نایتینول در طی بارگذاری خستگی پرداختند. ایشان مشاهده کردند که با افزایش فرکانس، مقدار ضریب شدت تنش بحرانی افزایش می‌یابد و مقداری در حدود $50 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ برای ضریب شدت تنش بحرانی پیش از گسیختگی خستگی نهایی محاسبه گردید.

آلیاژهای حافظه‌دار عمدتاً در کاربردهای زیست پزشکی و در جاهای حساسی نظیر استنت‌های قلبی عروقی و یا فیلترهای محافظتی انسداد رگ‌ها استفاده می‌شوند. گسیختگی ناشی از خستگی در چنین مواردی یک موضوع بسیار بحرانی است که گاهی اوقات می‌تواند صدمات جبران‌ناپذیری را در پی داشته باشد. به همین دلیل در سالیان اخیر، تحقیقات متعددی به منظور بررسی خواص خستگی، مکانیزم‌های تشکیل ترک و رشد آن در آلیاژهای حافظه‌دار و همچنین شناسایی محدوده تغییر فاز در نوک ترک (به عنوان عاملی اساسی در شکست نمونه‌ها) صورت گرفته است. تاکنون روش‌های محدودی برای شناسایی تغییر فاز در نوک ترک پیشنهاد شده است که از مهم‌ترین آن‌ها می‌توان به انکسار اشعه ایکس سینکروترون^۲ [۱۸] و دمانگاری^۳ [۲۰] اشاره نمود که البته هر یک دارای محدودیت‌های خاصی می‌باشند. در این مقاله، به کمک روش انسجام تصویر دیجیتالی^۴ که روشی نوین در تحلیل غیر مخرب سازه‌های مهندسی می‌باشد، به بررسی شکست نمونه‌های ترک لبه^۵ از جنس آلیاژ سوپرالاستیک نیکل-تیتانیوم (۵۰/۸۰ % نیکل) تحت بارگذاری خستگی پرداخته شده است.

همچنان بیشترین کاربرد آلیاژهای حافظه‌دار مربوط به استفاده از اثر سوپر الاستیسیته است [۵].

در سالیان گذشته، تحقیقات متعددی در خصوص بررسی رفتار آلیاژهای حافظه‌دار و به‌ویژه آلیاژ نیکل-تیتانیوم انجام شده است. بیشتر مطالعات صورت گرفته، به بررسی و ارائه مدل‌های ترمومکانیکی و پدیدار شناختی برای تشریح رفتار این مواد و به طور خاص، پدیده تغییر فاز مارتنزیتی پرداخته‌اند [۸-۶]. نکته قابل توجهی که در مطالعات گذشته به اثبات رسیده، پیچیده بودن پدیده شکست در آلیاژهای حافظه‌دار در قیاس با سایر مواد مهندسی است. در واقع، مشاهده این رفتار پیچیده، به دلیل وقوع تغییر فاز مارتنزیتی در نوک ترک می‌باشد [۹ و ۱۰]. در نتیجه این رفتار خاص، تحقیقات زیادی در مورد پدیده گسیختگی در آلیاژ نیکل-تیتانیوم صورت گرفته است. بررسی‌های انجام شده، شامل مطالعات تحلیلی [۱۳-۱۱]، شبیه‌سازی‌های عددی [۱۶-۱۴] و همچنین تحقیقات تجربی [۱۰ و ۱۷-۲۲] برای تحلیل پاسخ خستگی و شکست آلیاژهای حافظه‌دار در طی بارگذاری‌های چرخه‌ای و یا شبه استاتیکی می‌شوند.

در مطالعات اشاره شده، تعیین مقاومت ماده در برابر گسیختگی، از مهم‌ترین مسائلی است که به آن پرداخته شده است. بدین منظور، اندازه‌گیری چقرمگی شکست و یا ضریب شدت تنش، به عنوان یک پارامتر بحرانی در خصوص گسترش ترک، دارای اهمیت فراوانی در بررسی پاسخ شکست می‌باشد. تاکنون مطالعات تجربی محدودی در زمینه یافتن مقادیر پارامترهای بحرانی شکست این آلیاژها انجام گرفته است که البته نتایج متفاوتی نیز به همراه داشته‌اند. در یکی از نخستین تحقیقات، مک کلوی و رینچی [۱۷] به بررسی رشد ترک خستگی در آلیاژ سوپرالاستیک نیکل-تیتانیوم تحت شرایط کرنش صفحه‌ای پرداختند. آن‌ها با استفاده از نمونه کششی-فشاری دیسکی شکل، مقدار چقرمگی شکست را معادل با $30 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ پیش از گسیختگی نهایی اندازه‌گیری کردند. رابرتسون و همکارانش [۱۸ و ۱۹] نیز با استفاده از نمونه کششی-فشاری نازک و تحت شرایط تنش صفحه‌ای به بررسی شکست آلیاژ نایتینول، تحت بارگذاری خستگی پرداختند. بر اساس نتایج ایشان، مقدار چقرمگی شکست حالت پایدار برای نمونه سوپرالاستیک، برابر با $34 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ محاسبه گردید. دیموند و همکاران [۲۱] با استفاده از اصول مکانیک شکست الاستیک خطی^۱،

1 . Linear Elastic Fracture Mechanic (LEFM)

2 . Synchrotron X-ray Diffraction

3 . Thermography

4 . Digital Image Correlation (DIC)

5 . Single Edge Cracked (SEC)

۲- روش انجام آزمایش‌ها

۲-۱. ماده آلیاژ و تعیین خواص ترمومکانیکی

نمونه‌های استفاده شده در این مطالعه، از یک ورق نیکل-تیتانیوم تجاری به ضخامت ۰/۵ میلی‌متر با خواص سوپرالاستیک در دمای اتاق (دارای ۵۰/۸% نیکل و ۴۹/۲% تیتانیوم نوع S، ساخت شرکت ممری^۱ کشور آلمان) تهیه شده‌اند. خواص مکانیکی آلیاژ مذکور با استفاده از آزمون کشش و دماهای تغییر فاز مارتنزیتی با استفاده از آزمون گرماسنجی روبشی تفاضلی^۲ بدست آمدند که نمودارهای مربوطه در بخش نتایج گزارش شده است.

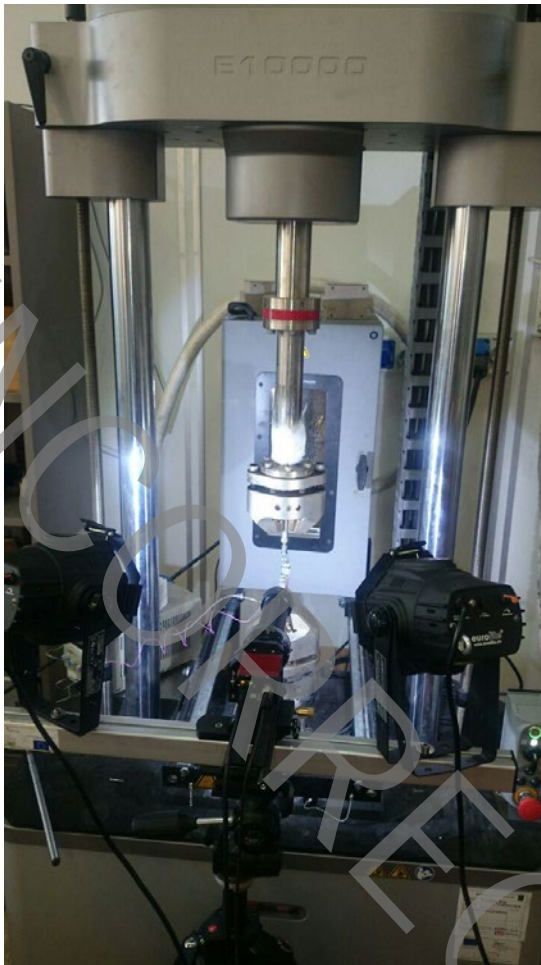
۲-۲. آزمون انسجام تصویر دیجیتالی

آزمون انسجام تصویر دیجیتالی با استفاده از یک میکروسکوپ انعکاسی صورت گرفت، به گونه‌ای که تابش نور از طریق روش روشنایی کوهرلر^۳ و با استفاده از یک منبع نوری مستطیل شکل به ابعاد (۳/۵×۳) میلی‌متر انجام شد و رشد ترک در طی آزمون خستگی به صورت لحظه‌ای^۴ و با استفاده از یک دوربین مجهز به سنسور سی.سی.دی^۵ (سونی آی.سی.ایکس ۶۲۵-پروسیلیکا جی.بی بی ۲۴۵۰^۶) با وضوح ۲۰۵۰×۲۴۴۸ پیکسل مشاهده گردید. بزرگنمایی تصاویر مربوط به نوک ترک با استفاده از لنزهای مناسبی^۷ انجام شد که قابلیت دستیابی به وضوحی در حدود ۳۶۰ پیکسل بر میلی‌متر را دارا بودند و در نهایت، به منظور اندازه‌گیری میدان‌های جابجایی و کرنش در نوک ترک، بررسی نتایج انسجام تصویر دیجیتالی با استفاده از یک نرم افزار تحلیلی (VIC-2D) صورت گرفت. شکل ۱ تجهیزات مورد استفاده در اندازه‌گیری‌های انسجام تصویر دیجیتالی را نشان می‌دهد. بایستی اشاره شود که در این مطالعه، تصاویر با سرعت ۵ تصویر در هر ثانیه تهیه شدند که موجب گردید اطلاعات زیادی برای تحلیل در دسترس باشد.

۲-۳. آزمایش خستگی

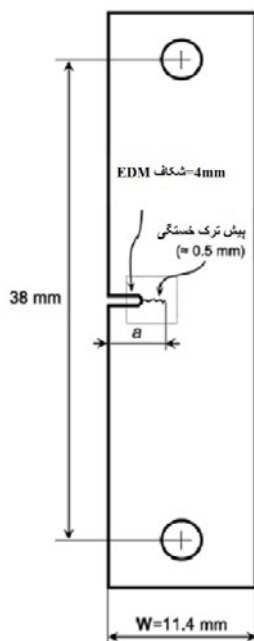
نمونه‌های ترک لبه با ابعاد نشان داده شده در شکل ۲ برای انجام آزمون خستگی مورد بررسی قرار گرفتند. به طور خاص، نمونه‌ها از ورق

- 1 Memry
- 2 Differential Scanning Calorimetry (DSC)
- 3 . Kohler
- 4 . In-Situ
- 5 Charge Coupled Device (CCD)
- 6 Sony ICX 625 – Prosilica GT 2450
- 7 Rodagon F. 80 mm – Rodenstock



شکل ۱: تجهیزات آزمایش انسجام تصویر دیجیتالی.

Fig. 1. DIC test equipment.



شکل ۲: ابعاد نمونه ترک لبه‌ای.

Fig. 2. Dimensions of the SEC specimen.

در معادله بالا، F ضریب شدت تنش بی‌بعد می‌باشد و طبق معادله زیر بدست می‌آید:

$$F = \alpha^{1/2} [1.4 + \alpha] [1 - \alpha]^{-3/2} G \quad (2)$$

به گونه‌ای که:

$$G = 3.97 - 10.88\alpha + 26.25\alpha^2 - 38.9\alpha^3 + 30.15\alpha^4 - 9.27\alpha^5 \quad (3)$$

و $\alpha = \left(\frac{a}{W}\right)$ نسبت طول ترک به پهنای نمونه بوده و در محدوده $0 < \alpha < 1$ معتبر است. تصاویر نمونه قبل از شکست و بعد از شکست نهایی به ترتیب در شکل‌های ۳ (الف) و ۳ (ب) نشان داده شده است. با توجه به سطح صاف نمونه بعد از شکست، می‌توان گفت که شکست به صورت ترد می‌باشد.

۴- بحث و تحلیل نتایج

۴-۱. نتایج آزمون کشش و آزمون گرماسنجی روبشی تفاضلی شکل ۴ نمودار تنش- کرنش آلیاژ مذکور را در طی یک چرخه بارگذاری-باربرداری کامل نمایش می‌دهد. بیشترین کرنش برگشت‌پذیر در این آزمایش در حدود ۶/۲٪ است که متناسب با تغییر فاز مارتنزیتی متأثر از تنش می‌باشد. همچنین در این شکل، مقادیر تمامی پارامترهای ترمومکانیکی آلیاژ اعم از: تنش‌های تغییر فاز ($\sigma_S^{AM}, \sigma_f^{AM}, \sigma_S^{MA}, \sigma_f^{MA}$)، کرنش تغییر فاز (ϵ_L)، مدول یانگ فازهای آستنیت و مارتنزیت (E_A, E_M)، ضریب پواسون فازهای آستنیت و مارتنزیت (V_A, V_M) و ثابت کلایزیوس-کلاپیرون (C_A, C_M) نمایش داده شده است. شکل ۵ نمودار آزمایش گرماسنجی روبشی تفاضلی آلیاژ را نشان می‌دهد که در محدوده دمایی ۱۷۳ تا ۳۷۳ کلوین و با نرخ گرمایش و سرمایش ۱۰ کلوین بر دقیقه انجام گردید. این شکل به وضوح نشان می‌دهد که در طی سرمایش، یک تغییر فاز دو مرحله‌ای ($B2 - R - B19'$) وجود دارد، در حالی که برای گرمایش، هیچ اثری از تشکیل فاز R دیده نمی‌شود ($B19' - B2$). همچنین مقادیر دماهای تغییر فاز (M_S, M_f, A_S, A_f) و گرمای نهان تغییر فاز نیز بر روی شکل ارائه شده است.

۴-۲. نتایج روش انسجام تصویر دیجیتالی

با استفاده از تجهیزات به کار گرفته شده توسط روش انسجام تصویر دیجیتالی و در کنار برنامه‌های کامپیوتری، همان‌گونه که در

نیکل-تیتانیوم برش داده شدند و یک پیش‌ترک با شعاع شکاف ۱۰۰ میکرومتر و نسبت طول ترک $(a/w) = 0.3$ به‌وسیله روش ماشین‌کاری تخلیه الکتریکی^۱ در نمونه‌ها ایجاد گردید. در ادامه، با استفاده از یک دستگاه آزمایش سروو-هیدرولیک (اینسترون^۲ ۸۵۰۰^۲) پیش‌ترک‌های خستگی، از طریق بارگذاری مکانیکی چرخه‌ای ایجاد شدند. در اثر اعمال پیش‌ترک، نسبت طول ترک به حدود $(a/w) = 0.35$ رسید. پارامترهای آزمون خستگی برای ایجاد پیش‌ترک، عبارت بودند از: فرکانس ($f = 5$ Hz)، نسبت بار ($R = 0$)، بیشترین مقدار نیرو ($P_{max} = 100$ N) و بیشترین تنش متناسب با حداکثر نیرو $\sigma_{max} = \frac{P_{max}}{W_t} = 17/5$ MPa است. پارامترهای اشاره شده و به‌ویژه فرکانس اعمال بار، بر اساس مطالعات پیشین صورت گرفته توسط مالتا و همکاران [۲۳ و ۲۴] انتخاب گردیدند.

آزمون‌های مربوط به بررسی شکست نمونه‌های ترک لبه‌ای در اثر بارگذاری خستگی، بر اساس استاندارد آ.اس.تی.ام ای ۶۴۷-۱۵۳ [۲۵] انجام پذیرفت. نرخ رشد ترک خستگی در فرکانس $f = 5$ هرترز و نسبت‌های بار ثابت $R = 0.05$ ، متناسب با بیشترین مقدار نیرو معادل $P_{max} = 150$ N و کمترین مقدار نیرو برابر با $P_{min} = 7/5$ N و $R = 0.05$ (متناسب با بیشترین مقدار نیرو $P_{max} = 150$ N و کمترین مقدار نیرو برابر با $P_{min} = 7/5$ N) در دمای محیط اندازه‌گیری گردید. طول ترک‌ها به صورت پیوسته با استفاده از تجهیزات انسجام تصویر دیجیتالی در طی بارگذاری چرخه‌ای اندازه‌گیری شد. همچنین به منظور بررسی اثرات بسته شدن ترک در هنگام باربرداری، طول ترک موثر در چرخه‌های بارگذاری نیز محاسبه گردید که از طریق متوسط‌گیری طول ترک، مابین دو چرخه متوالی بدست می‌آید.

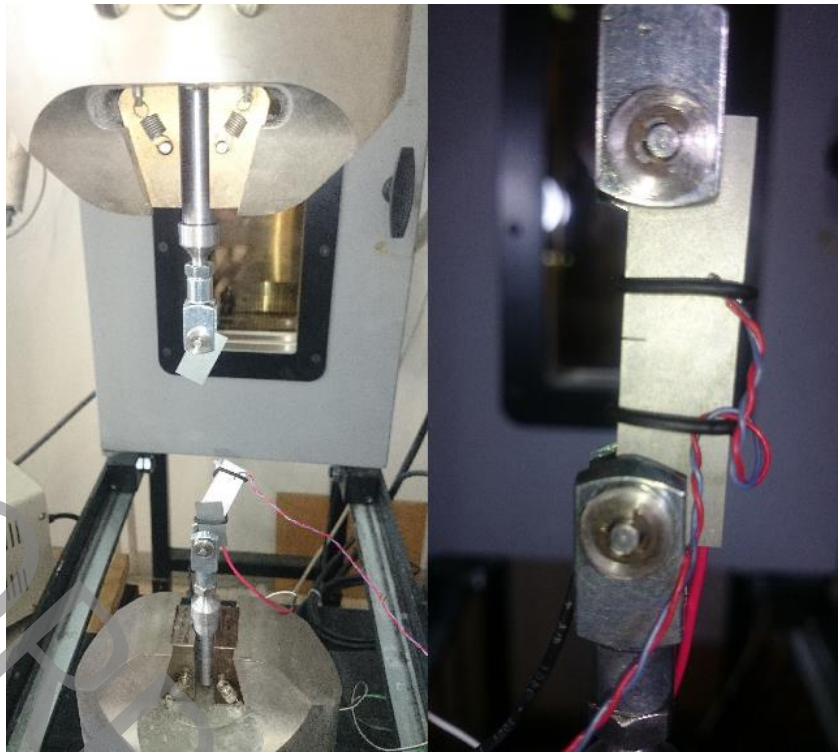
۳- مدل‌سازی رشد ترک خستگی بر اساس استاندارد آ.اس.تی.ام

بر اساس استاندارد آ.اس.تی.ام ای ۶۴۷-۱۵ برای نمونه مذکور، تغییرات ضریب شدت تنش براساس معادله زیر بدست می‌آید:

$$\Delta K = \left[\frac{\Delta P}{(B\sqrt{W})} \right] F \quad (1)$$

که در آن $\Delta P = P_{max} - P_{min}$ اختلاف بیشترین و کمترین مقادیر نیروهای اعمالی در یک چرخه بارگذاری و باربرداری است.

1. Electro Discharge Machining (EDM)
2. Instron 8500
3. ASTM E647-15

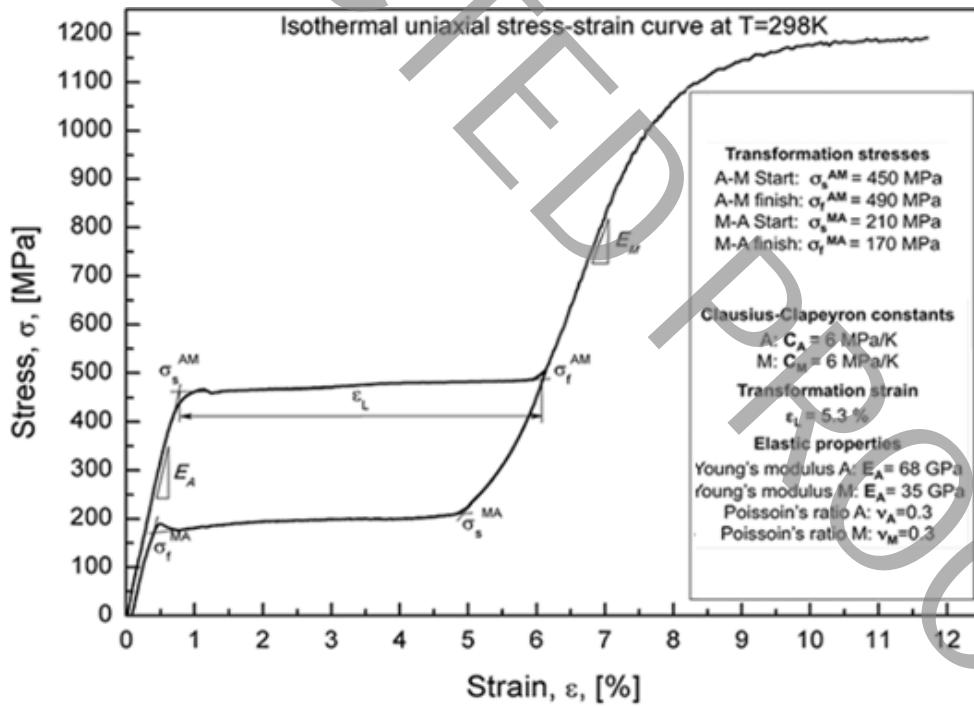


(ب)

(الف)

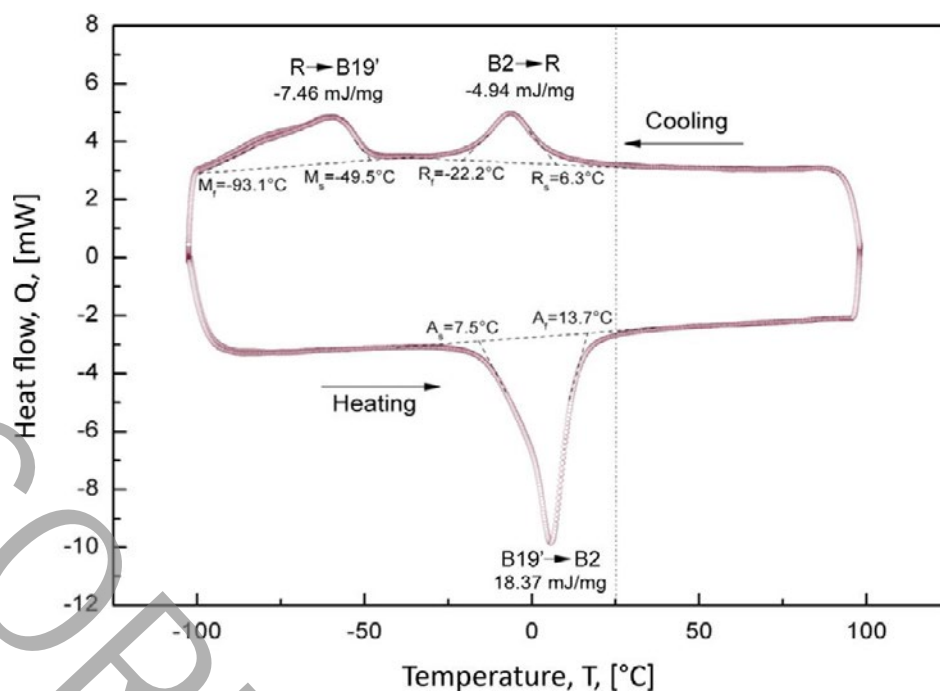
شکل ۳: نمونه ترک لبه‌ای سوپرا الاستیک (الف). قبل از شکست و (ب). بعد از شکست نهایی

Fig. 3. The SEC superelastic specimen (a). before fracture and (b). after the fracture



شکل ۴: پاسخ تنش-کرنش آلیاژ سوپرا الاستیک همراه با خواص ترمومکانیکی اندازه‌گیری شده.

Fig. 4. Stress-Strain response of the super-elastic alloy together with measured thermo-mechanical characteristics.



شکل ۵: نمودار گرماسنجی روبشی تفاضلی آلیاژ سوپر الاستیک.

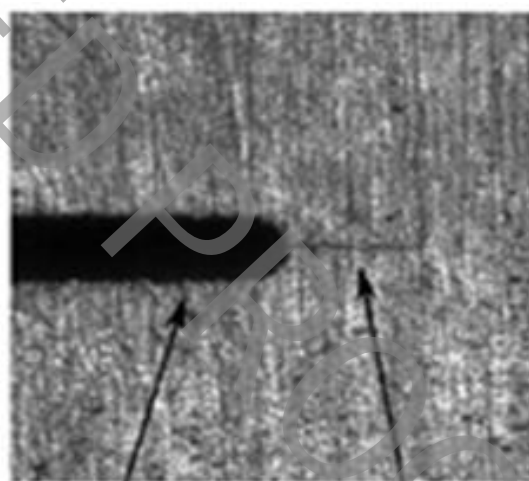
Fig. 5. DSC diagram of the super-elastic alloy.

سوپر الاستیک را در طی بارگذاری مکانیکی و به ترتیب در بیشترین بازشدگی ترک مربوط به چرخه‌های ۵۰۰۰، ۱۵۰۰۰ و ۲۵۰۰۰ نمایش می‌دهند. همان‌گونه که به وضوح در تصاویر دیده می‌شود، با پیشروی در تعداد چرخه‌های خستگی، رشد ترک تقریباً به صورت عمود بر راستای بارگذاری نمونه می‌باشد.

شکل ۸. (الف) میدان کرنش بوجود آمده در نزدیکی نوک ترک نمونه برای مقدار نیرویی معادل $P = 120\text{ N}$ و نسبت طول ترک $(a/w) = 0.16$ را نمایش می‌دهد که بر اساس تحلیل اطلاعات انسجام تصویر دیجیتالی بدست آمده است. تصویربرداری انسجام تصویر دیجیتالی در محدوده‌ای به اندازه $(3/5 \times 3)$ میلی‌متر واقع در نوک ترک انجام شده است. نکته قابل توجه این است که اگرچه، شکل این کانتورهای کرنش، مشابه شکل ناحیه پلاستیک در مواد معمول است، اما این میدان‌های کرنش موجود در نوک ترک نمونه سوپر الاستیک، به خاطر تغییر شکل پلاستیک به وجود نیامده‌اند، بلکه کرنش مذکور، در واقع کرنش مربوط به تغییر فاز متأثر از تنش، در نوک ترک است. نحوه توزیع میدان کرنش ناشی از تغییر فاز، بسیار مشابه نتایجی می‌باشد که رابرتسون [۱۸] با استفاده از روش سینکروترون به آن رسیده است. همچنین مطالعات المان محدود [۱۴] نمونه‌های سوپر الاستیک نیز این الگوی توزیع کرنش در نوک ترک را تایید کرده

شکل ۶ نشان داده شده است، کنترل طول ترک در طی آزمایش خستگی، امکان پذیر می‌باشد.

شکل‌های ۷ (الف) تا (پ) که توسط سیستم انسجام تصویر دیجیتالی تهیه شده‌اند، تصاویر مربوط به رشد ترک در نمونه



شکل ۶: ناحیه نوک ترک نمونه، متشکل از شکاف ماشین کاری تخلیه الکتریکی و پیش ترک خستگی.

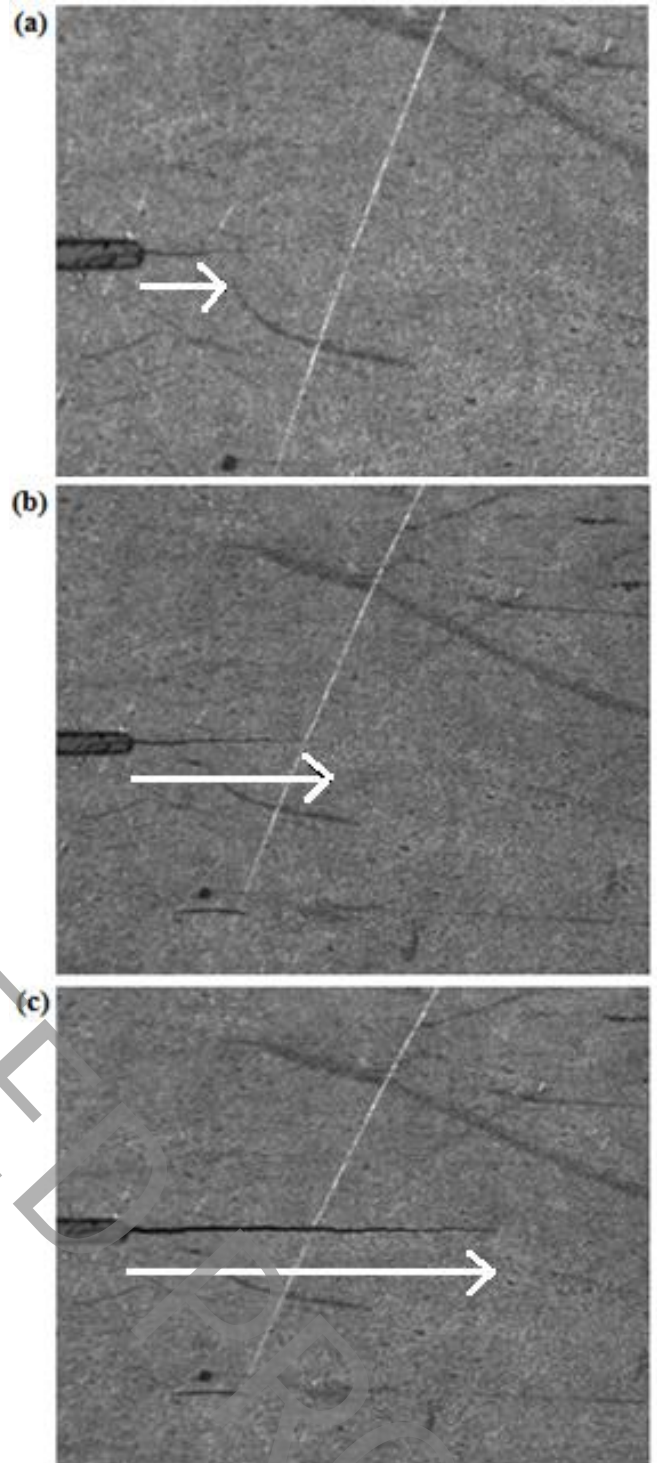
Fig. 6. Specimen crack tip region, including EDM notch and fatigue pre-crack.

نقشه رنگی میدان‌های جابجایی در نزدیک نوک ترک یک نمونه، با نسبت طول $(a/w)=0.16$ که تحت نیروی اعمالی معادل با $P=120N$ قرار گرفته است، در شکل ۹ ارائه شده است. ابعاد محدوده تصویربرداری واقع در نوک ترک $(3/5 \times 3)$ میلی‌متر می‌باشد، که در شکل مذکور مشخص است. در واقع، این شکل کانتورهای جابجایی عمودی (U_y) تمامی نقاط ناحیه مورد نظر را نمایش می‌دهد که از تحلیل اطلاعات انسجام تصویر دیجیتالی بدست آمده‌اند. همان‌گونه که مشاهده می‌شود اختلاف بسیار اندکی مابین جابجایی نقاط بالای ترک و نقاط پایین ترک وجود دارد که به دلیل انحراف جزئی مسیر رشد ترک از حالت مستقیم است.

۳-۴. نتایج رشد ترک خستگی

اثر تغییر نسبت بار $(R=0.05$ و $R=0.05$) بر نرخ رشد ترک خستگی بر اساس محدوده ضریب شدت تنش در شکل ۱۰ نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که با افزایش نسبت بار از $R=0.05$ تا $R=0.5$ ، شیب نمودار، اندکی افزایش می‌یابد و این بدین معنی است که در محدوده ضریب شدت تنش مشابه، با افزایش نسبت بار، سرعت رشد ترک، اندکی افزایش می‌یابد. همچنین شکل ۱۰ نشان می‌دهد که با افزایش نسبت بار از $R=0.05$ تا $R=0.5$ ، ضریب شدت تنش آستانه خستگی (ΔK_{th}) از $17 \text{ MPa.m}^{1/2}$ به $8 \text{ MPa.m}^{1/2}$ کاهش پیدا می‌کند. همچنین مقدار ضریب شدت تنش، پیش از گسیختگی نهایی از $35 \text{ MPa.m}^{1/2}$ به $21 \text{ MPa.m}^{1/2}$ کاهش می‌یابد. این رفتار وابسته به نسبت بار، در مواد فلزی معمولاً به دلیل مکانیزمی به نام بسته شدن ترک روی می‌دهد. به همین منظور، برای وارد کردن اثرات بسته شدن ترک به هنگام باربرداری از طول ترک موثر (a_{eff}) در هر چرخه استفاده شد که میانگین طول ترک در هر چرخه و چرخه ماقبل آن می‌باشد [۱۷]. شکل ۱۱ نرخ رشد ترک خستگی بر اساس محدوده شدت تنش را برای دو حالت بیشترین طول ترک و طول ترک موثر در نسبت بار $R=0.05$ نمایش می‌دهد. می‌توان مشاهده کرد که با اعمال طول ترک موثر، مقادیر ضریب شدت تنش اندکی کاهش می‌یابند.

همچنین رشد ترک خستگی حسب تعداد چرخه‌های بارگذاری برای دو حالت بیشترین طول ترک و طول ترک موثر در نسبت بار $R=0.05$ در شکل ۱۲ نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده

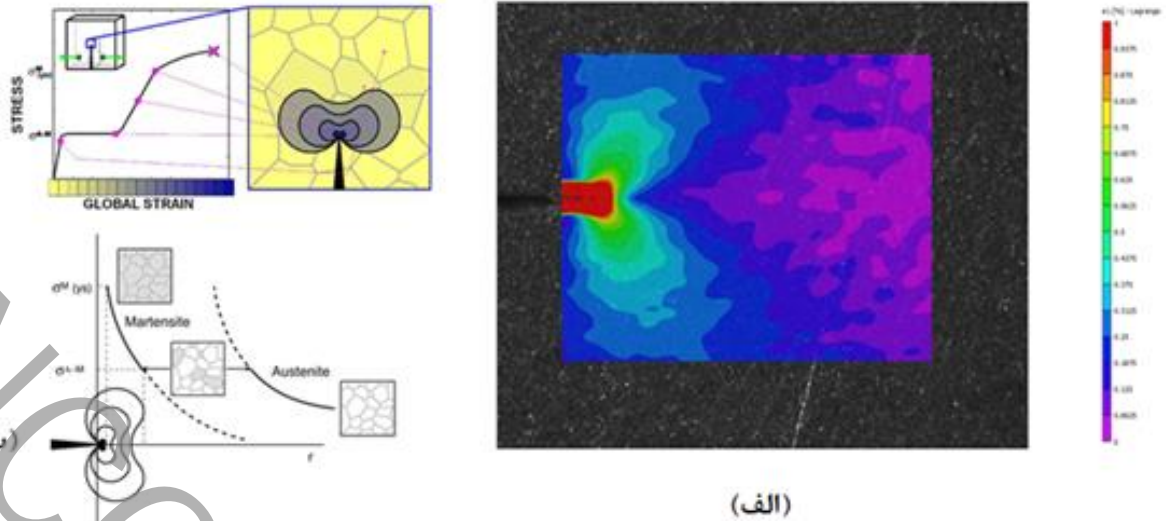


شکل ۷: رشد ترک در بارگذاری خستگی پس از (الف) ۵۰۰۰ چرخه، (ب) ۱۵۰۰۰ چرخه و (پ) ۲۵۰۰۰ چرخه.

Fig. 7. Crack growth during fatigue loading after a) 5000, b) 15000 and c) 25000 cycles.

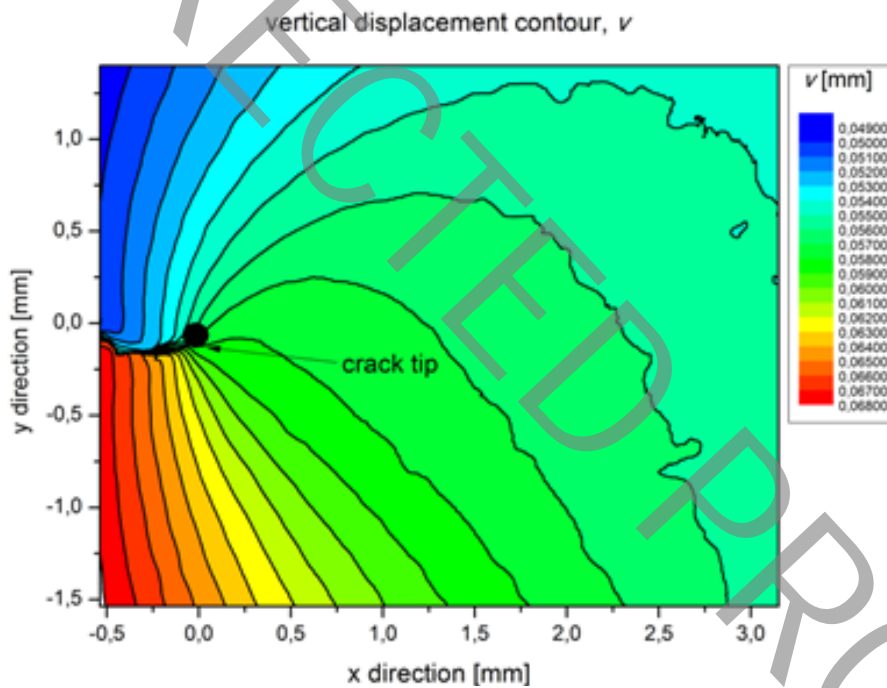
اند. شکل ۸ (ب) توزیع کرنش بر اساس یافته‌های رابرتسون را نمایش می‌دهد که مشاهده می‌شود الگوی توزیع کرنش در نوک ترک شباهت

زیادی با نتایج بدست آمده ما دارد.



شکل ۸: (الف). الگوهای رنگی میدان کرنش در نوک ترک برای مقدار نیرویی برابر با $P=120\text{ N}$ و نسبت طول ترک $(a/w)=0.6$ و (ب). میدان کرنش در نوک ترک بر اساس مطالعه رابرتسون [۱۸].

Fig. 8(a). Contour plots of strain field at the crack tip at load of $P = 120\text{ N}$ and crack length ratio of $(a/w) = 0.6$ and (b). strain field at the crack tip according to Robertson study [18].

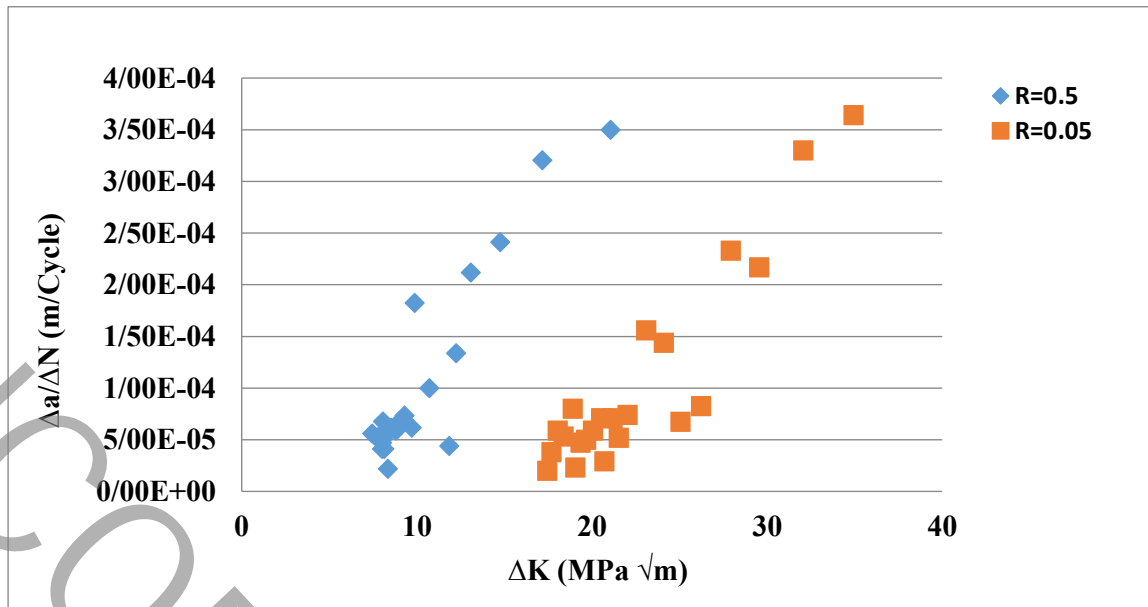


شکل ۹: میدان‌های جابجایی عمودی در نوک ترک، بدست آمده از طریق روش انسجام تصویر دیجیتال.

Fig. 9. Vertical displacement fields at the crack tip obtained from DIC method.

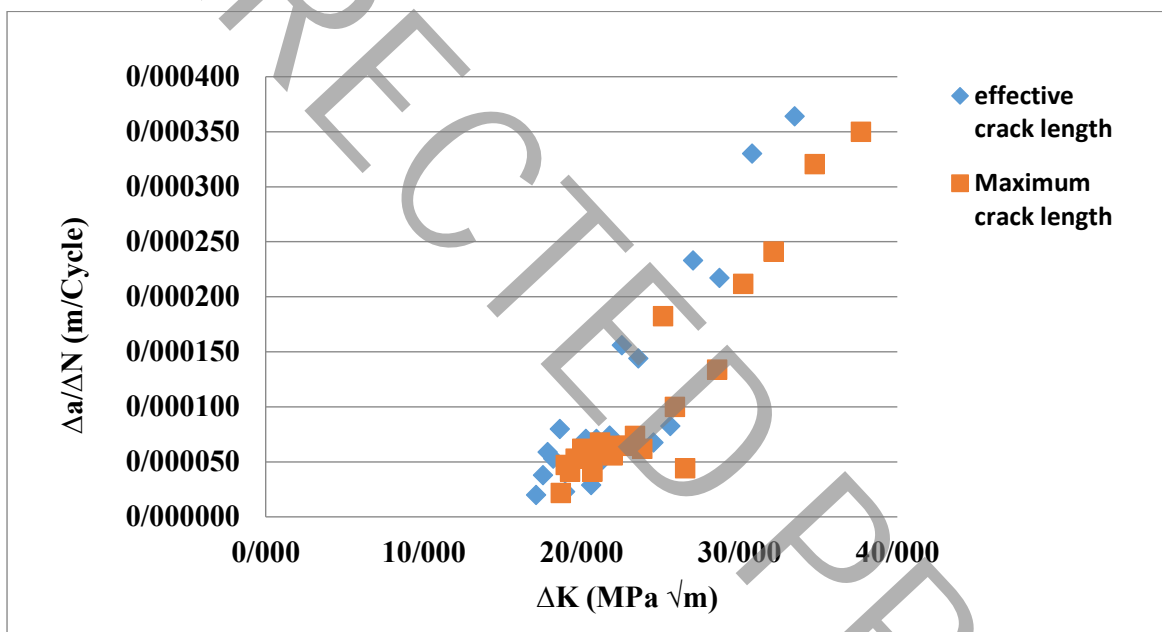
بدست آمده برای مقدار شدت تنش، پیش از گسیختگی نهایی نمونه سوپرالاستیک، بسیار نزدیک به مقادیری است که توسط رابرتسون [۱۸]، گولرتان [۱۰] و دایموند [۲۱] گزارش شده‌اند. براساس شکل ۱۲ شکست نهایی نمونه بعد از حدود ۲۸۰۰۰ چرخه اتفاق می‌افتد.

می‌شود در چرخه‌های ابتدایی بارگذاری خستگی، رشد ترک بسیار آهسته و پایدار است که این رفتار مربوط به فاز اول رشد ترک خستگی است، اما در ادامه، با ورود به فاز دوم، رشد ترک، ناپایدار و بسیار سریع اتفاق افتاده و منجر به شکست نهایی می‌شود. نتایج



شکل ۱۰: تغییرات نرخ رشد ترک (da/dN) براساس محدوده شدت تنش (ΔK) برای دو نسبت بار $R=0.5$ و $R=0.05$.

Fig. 10. Variation of crack growth rate based on stress intensity range for load ratio of $R=0.05$ and $R=0.5$.



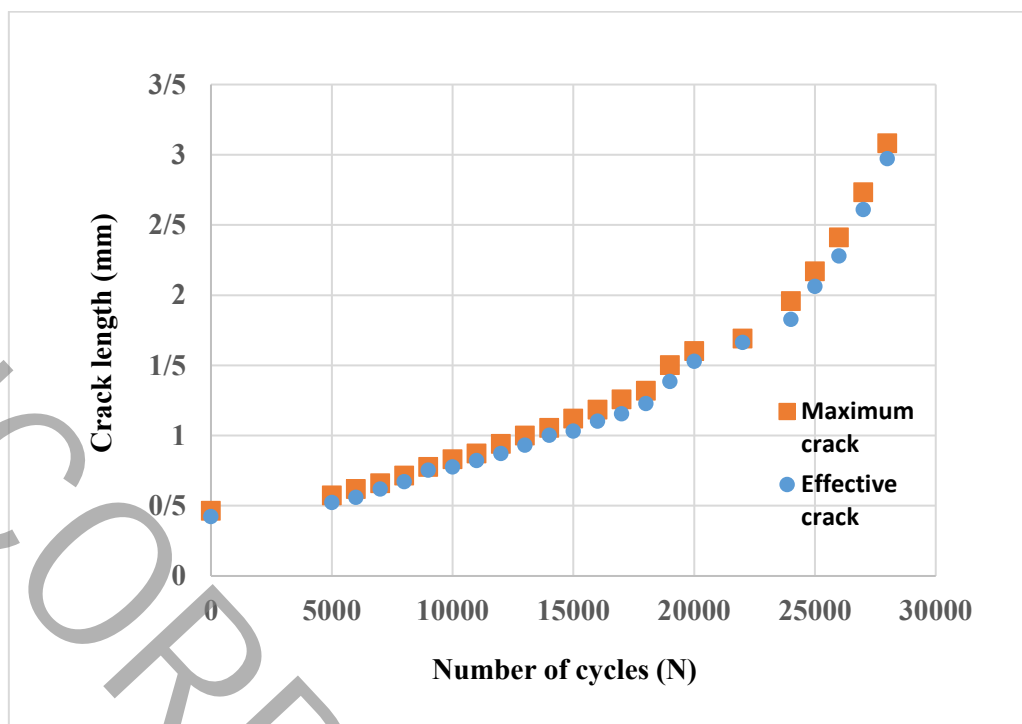
شکل ۱۱: تغییرات نرخ رشد ترک خستگی (da/dN) برحسب محدوده شدت تنش (ΔK) برای بیشترین طول ترک و طول ترک موثر.

Fig. 11. Variation in fatigue crack growth rate with the stress intensity range for maximum crack length and effective crack length.

۵- خلاصه و نتیجه گیری

پارامترهای مهم در طی فرآیند رشد ترک، نظیر ضریب شدت تنش و نرخ رشد ترک خستگی بر اساس استاندارد آ.اس.تی.ام ای ۶۴۷-۱۵ محاسبه شدند. همچنین اثر نسبت بار اعمالی (R) در رفتار خستگی آلیاژ سوپرالاستیک نیکل-تیتانیوم مطالعه شد و ضریب شدت تنش آستانه خستگی و همچنین نرخ رشد ترک، برای دو نسبت بار مختلف

در این مقاله به بررسی نحوه رشد ترک در یک نمونه ترک لبه‌ای از جنس آلیاژ سوپرالاستیک نیکل-تیتانیوم در اثر بارگذاری خستگی پرداخته شد. میدان‌های جابجایی و کرنش در نوک ترک نمونه با استفاده از تکنیک انسجام تصویر دیجیتال تحلیل گشتند و



شکل ۱۲: تغییرات طول ترک بر حسب تعداد چرخه‌های بارگذاری خستگی برای بیشترین طول ترک و طول ترک موثر.

Fig. 12. Crack length variations plotted as a function of fatigue loading cycles for maximum crack length and effective crack length.

ساختار ماده، دمای اعمال بار، فرکانس اعمال بار و ... در تحقیقات بیشتری در آینده بایستی صورت گیرد.

بررسی گردید. نتایج بدست آمده نشان می‌دهند که با افزایش نسبت بار از $R=0/05$ تا $R=0/5$ ، ضریب شدت تنش آستانه خستگی (ΔK_{th}) از $7 \text{ MPa.m}^{1/2}$ به $8 \text{ MPa.m}^{1/2}$ کاهش پیدا می‌کند. همچنین مقدار ضریب شدت تنش، پیش از گسیختگی نهایی از $35 \text{ MPa.m}^{1/2}$ به $21 \text{ MPa.m}^{1/2}$ کاهش می‌یابد. در ادامه، با معرفی پارامتری به عنوان طول ترک موثر که میانگین طول ترک در هر چرخه یا چرخه ما قبل آن است، اثر بسته شدن ترک در هنگام باربرداری در پایان هر چرخه مطالعه گردید و نرخ رشد ترک برای دو حالت با طول ترک ماکزیمم و طول ترک موثر مقایسه شد. نتایج گزارش شده نشان می‌دهند که با اعمال طول ترک موثر، مقادیر ضریب شدت تنش اندکی کاهش می‌یابند.

مراجع

1. K. Otsuka, C.M. Wayman, Shape memory materials, Cambridge university press, 1999.
2. D. Lagoudas, Shape memory alloys: modeling and engineering applications, Springer Science & Business Media, 2008.
3. J. Arghavani, F. Auricchio, R. Naghdabadi, A. Reali, A 3-D phenomenological constitutive model for shape memory alloys under multiaxial loadings, International Journal of Plasticity, 26(7) (2010) 976-991.
4. J. Boyd, D. Lagoudas, A thermodynamical constitutive model for shape memory materials, Part I, The monolithic shape memory alloy. International Journal of Plasticity, 12(6) (1996) 805-842.
5. C. Liang, C. Rogers, One-dimensional thermomechanical constitutive relations for shape memory materials, Journal of intelligent material

همچنین، به عنوان روشی نوین در مشاهده پدیده تغییر فاز مارتنزیتی، تصاویر انسجام تصویر دیجیتالی، تشکیل مارتنزیت متاثر از تنش، در نوک ترک نمونه‌ها را نشان دادند. لازم به ذکر است که هدف اصلی و تمرکز این مقاله، به معرفی روش انسجام تصویر دیجیتالی به عنوان روشی جدید برای تحلیل رفتار خستگی آلیاژ نیکل-تیتانیوم معطوف گردیده است و برای مطالعه اثر پارامترهای دیگری مانند

- analysis of the plane strain crack-tip mechanical fields in pseudoelastic shape memory alloys, *Smart Materials and Structures*, 21(9) (2012) 094012.
17. A. McKelvey, R. Ritchie, Fatigue-crack propagation in Nitinol, a shape-memory and superelastic endovascular stent material, *Journal of Biomedical Materials Research*, 47(3) (1999) 301-308.
 18. S. Robertson, Evolution of crack-tip transformation zones in superelastic Nitinol subjected to in situ fatigue: A fracture mechanics and synchrotron X-ray microdiffraction analysis, *Acta Materialia*, 55(18) (2007) 6198-6207.
 19. S. Robertson, R. Ritchie, A fracture-mechanics-based approach to fracture control in biomedical devices manufactured from superelastic Nitinol tube, *Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials*, 84(1) (2008) 26-33.
 20. S. Gollerthan, Direct physical evidence for the back-transformation of stress-induced martensite in the vicinity of cracks in pseudoelastic NiTi shape memory alloys, *Acta materialia*, 57(19) (2009) 5892-5897.
 21. M. Daymond, Strain and texture evolution during mechanical loading of a crack tip in martensitic shape-memory NiTi, *Acta Materialia*, 55(11) (2007) 3929-3942.
 22. Y. You, Y. Zhang, Z. Moumni, G. Anlas, W. Zhang, Effect of the thermomechanical coupling on fatigue crack propagation in NiTi shape memory alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 685(1) (2017) 50-56.
 23. C. Maletta, E. Sgambitterra, F. Niccoli, Temperature dependent fracture properties of shape memory alloys: novel findings and a comprehensive model. *Scientific reports*, 6(1) (2016) 17.
 24. C. Maletta, L. Bruno, P. Corigliano, V. Crupi, E. Guglielmino, Crack-tip thermal and mechanical hysteresis in Shape Memory Alloys under fatigue loading, *Materials Science and Engineering: A*, 616 (2014) 281-287.
 25. E647-15, A., Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates, ASTM International, West Conshohocken, 2015.
 6. K. Tanaka, S. Nagaki, A thermomechanical description of materials with internal variables in the process of phase transitions, *Archive of Applied Mechanics*, 51(5) (1982) 287-299.
 7. P. Popov, D. Lagoudas, A 3-D constitutive model for shape memory alloys incorporating pseudoelasticity and detwinning of self-accommodated martensite, *International Journal of Plasticity*, 23(10) (2007) 1679-1720.
 8. F. Auricchio, *Shape Memory Alloys: Applications, Micromechanics and Numerical Simulations*, University of California, Berkley, 1995.
 9. C. Maletta, F. Furgieuele, Analytical modeling of stress-induced martensitic transformation in the crack tip region of nickel-titanium alloys, *Acta Materialia*, 58(1) (2010) 92-101.
 10. S. Gollerthan, Fracture mechanics and microstructure in NiTi shape memory alloys, *Acta Materialia*, 57(4) (2009) 1015-1025.
 11. C. Maletta, A novel fracture mechanics approach for shape memory alloys with trilinear stress-strain behavior. *International journal of fracture*, 177(1) (2012) 39-51.
 12. T. Baxevanis, D. Lagoudas, A mode I fracture analysis of a center-cracked infinite shape memory alloy plate under plane stress, *International journal of fracture*, 175(2) (2012) 151-166.
 13. S. Hazar, G. Anlas, Z. Moumni, Evaluation of transformation region around crack tip in shape memory alloys, *International Journal of Fracture*, 197(1) (2016) 99-110.
 14. G. Wang, A finite element analysis of evolution of stress-strain and martensite transformation in front of a notch in shape memory alloy NiTi, *Materials Science and Engineering: A*, 460(1) (2007) 383-391.
 15. G. Wang, Effect of martensite transformation on fracture behavior of shape memory alloy NiTi in a notched specimen, *International Journal of Fracture*, 146(1) (2007) 93-104.
 16. T. Baxevanis, Y. Chemisky, D. Lagoudas, Finite element systems and structures, 8(4) (1997) 285-302.