

Amirkabir Journal of Mechanical Engineering

Amirkabir J. Mech. Eng., 52(5) (2020) 291-294 DOI: 10.22060/mej.2019.14153.5813

Investigation of Fatigue Crack Growth in Superelastic NiTi Alloy by Using Digital Image Correlation Method

B. Katanchi^{1*}, N. Choupani¹, J. Khalil-Allafi², M. Baghani³

¹ Department of Mechanical Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran

² Department of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran

³ School of Mechanical Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Iran

ABSTRACT: In recent years, shape memory alloys, especially NiTi, have received a great deal of attention in industrial applications. Martensitic phase transformation in shape memory alloys is the most important factor in their unique behavior. In this paper, the formation of stress-induced martensite phase in the crack tip of superelastic NiTi (50.8% Ni) samples was investigated by using the digital image correlation method. In particular, single edge cracked specimens were subjected to fatigue mechanical loading, then the crack length and also displacement fields at the crack tip of specimens were measured by the digital image correlation technique. Control of the crack length was performed using a high magnification camera during the fatigue test. In the following, stress intensity factors were calculated according to ASTM standard E647-15. Obtained results from the fracture analysis show that fatigue threshold values are decreased with increasing the load ratio. In the present paper, for a load ratio of 0.05, during the crack propagation, the fatigue threshold value is 17 MPa m^{1/2}, while stress intensity factor is estimated about 35 MPa m^{1/2} before the final failure. Also, as a new method in observation of the phase transformation, digital image correlation pictures indicated the formation of stress-induced martensite at the specimen crack tip.

Review History:

Received: 3/6/2018 Revised: 10/16/2018 Accepted: 12/27/2018 Available Online: 1/30/2019

Keywords:

NiTi shape-memory alloys Martensitic phase transformation Crack growth rate Fatigue Digital image correlation

1. INTRODUCTION

In recent years, shape-memory alloys, especially NiTi, have received a great deal of attention in industrial applications. These alloys are a group of smart materials that show a unique behavior compared to other engineering alloys. From a macroscopic viewpoint, the special behavior of Shape-Memory Alloys (SMA) can be investigated according to two phenomena: namely, the shape memory effect and the super-elasticity [1]. These features come from a solid to solid reversible phase transformation between austenite and martensite phases, in response to thermal and mechanical loadings [2]. Basically, studies about the fracture of SMAs include three groups: analytical investigations, numerical studies and experimental researches to analyze the fatigue and fracture responses under cyclic and quasistatic conditions [3]. In the mentioned studies, determination of the material resistance before the failure is the most important subject. For this reason, as a critical parameter in crack growth, determining the fracture toughness or the stress intensity factor is an essential issue. Until now, a few experimental investigations have been carried out to find the fracture parameters of these alloys [4, 5]. In one of the researches, McKelvey and Ritchie [4] investigated the fatigue crack extension in super-elastic NiTi under plane strain conditions. By using a disk-shaped compact-tension sample, they determined the stress intensity factor of 30 MPa m^{1/2} before the failure. Robertson et al. [5] performed fatigue-load tests using a thin Compact Tension (CT) specimen in plane

*Corresponding author's email: babakkatanchi68@yahoo.com

stress conditions. Their results showed a fracture toughness value of 34 MPa m^{1/2} for super-elastic NiTi. In this paper, the fatigue crack growth in a super-elastic NiTi was investigated by using Digital Image Correlation (DIC) method.

2. METHODOLOGY

The specimens were prepared from a commercial superelastic NiTi sheet with thickness t=0.5mm (50.8 at % Ni-49.2 at % Ti, Type S, Memory, Germany). Fig. 1 indicates the stress-strain response of the material obtained from a loadingunloading cycle.





Copyrights for this article are retained by the author(s) with publishing rights granted to Amirkabir University Press. The content of this article is subject to the terms and conditions of the Creative Commons Attribution 4.0 International (CC-BY-NC 4.0) License. For more information, please visit https://www.creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/legalcode.

DIC tests were carried out by using a reflection microscope. In particular, based on the VIC-2D commercial software, DIC analysis was performed to obtain the near crack tip displacement and strain fields.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Fig. 2 shows the propagation of the crack during the fatigue loading after 5000, 15000 and 25000 cycles respectively.

The contour plot of displacement fields at the crack tip was shown in Fig. 3. In particular, Fig. 3 shows the vertical displacements at the crack tip, with a length ratio of (a/w=0.6), obtained from DIC measurements.

Fig. 4 illustrates the variation of the crack growth rate based on the stress intensity range for the load ratio of R=0.05 and R=0.5. Obtained results from the fracture analysis show that fatigue threshold values are decreased with increasing the load ratio (R). In the present paper, for a load ratio of R=0.05, during the crack propagation, the fatigue threshold value is $\Delta K_{\rm th}$ =17 MPa m^{1/2}, while stress intensity factor is estimated about 35 MPa m^{1/2} before the final failure. Finally, Fig. 5 shows that the fracture was occurred after about 28000 cycles.



Fig. 2. Crack growth during fatigue loading after a) 5000, b) 15000 and c) 25000 cycles.

4. CONCLUSIONS

In this paper, the fatigue crack growth in a superelastic NiTi alloy was investigated by using DIC method. In particular, using Single Edge Cracked (SEC) specimens under fatigue mechanical loading, stress intensity factors were calculated according to ASTM standard E647-15. Obtained results indicated that the fatigue threshold values were decreased



Fig. 3. Vertical displacement fields at the crack tip obtained from DIC method



Fig. 4. Variation of the crack growth rate based on the stress intensity range for load ratio of *R*=0.05 and *R*=0.5.



Fig. 5. Crack length variations plotted as a function of fatigue loading cycles for the maximum crack length and the effective crack length.

with increasing the load ratio (R). Also, as a new technique in observation of the phase transformation, DIC analysis showed the formation of stress-induced martensite at the specimen crack tip.

REFERENCES

- 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] S. Gollerthan, Fracture mechanics and microstructure in NiTi shape memory alloys, *Acta Materialia*, 57(4) (2009) 1015-1025.
- [4] 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.
- [5] 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.

This page intentionally left blank

نشریه مهندسی مکانیک امیرکبیر

نشریه مهندسی مکانیک امیرکبیر، دوره ۵۲، شماره ۵، سال ۱۳۹۹، صفحات ۱۱۶۷ تا ۱۱۷۸ DOI: 10.22060/mej.2019.14153.5813

نشریه مهندسی مکانـیک امپـرکـبیر

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

بابک کتانچی*'، نقدعلی چوپانی'، جعفر خلیل علافی'، مصطفی باغانی"

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

تاریخچه داوری: دریافت: ۱۵–۱۲–۱۳۹۶ بازنگری: ۲۴–۰۷–۱۳۹۷ پذیرش: ۰۶–۱۰–۱۳۹۷ ارائه آنلاین: ۱۰–۱۱–۱۳۹۷

کلمات کلیدی: آلیاژهای حافظهدار نیکل-تیتانیوم تغییر فاز مارتنزیتی خستگی نرخ رشد ترک انسجام تصویر دیجیتالی.

وجود مىآيد. چنين تغيير حالتى، يك تغيير حالت مارتنزيتى ناميده

می شود [۳–۱]. در طی این تغییر فاز، ۴ دمای بحرانی به نامهای دمای

شروع آستنیت A_s ، دمای پایان آستنیت A_f ، دمای شروع مارتنزیت

و دمای پایان مارتنزیت M_f از اهمیت ویژهای برخوردار هستند. M_s

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 می یابد و در

صورت باربرداری، مجددا به فاز آستنیت برمی گردد که نشان دهنده

رفتار سوپرالاستیک میباشد. زمانی که دما پایین تر 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_r افزایش یابد یک

تغییر فاز معکوس ایجاد می گردد که چنین پدیدهای اثر حافظه شکلی

حرارتی نامیده می شود [۴]. باید به این نکته توجه داشت که علی رغم

گسترش و توسعه استفاده از اثر حافظهداری حرارتی در صنایع، اما

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 متاثر از تنش در نوک ترک نمونههای سوپرالاستیک نیکل-تیتانیوم (% ۵۰/۸ نیکل) به کمک روش انسجام تصویر دیجیتالی 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 بالا انجام شد. در ادامه، ضرایب 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.اس.تی.ام ای ۶۴-۸ 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 ۵۰/۰ در طی فرآیند رشد ترک، مقدار آستانه خستگی کاهش پیدا به میاشد، در حالی که مقدار ضریب شدت تنش بر اساس استاندارد آ.اس.تی.ام ای ۶۴-۹ مای بستانه خستگی کاهش پیدا میکنند. در مقاله حاضر، برای نسبت بار ۵۰/۰ در طی فرآیند رشد ترک، مقدار آستانه خستگی برابر با ^{۱۱} MPa.m می باشد، در حالی که مقدار ضریب شدت تنش، پیش از گسیختگی نهایی در حدود ^{۱۱} مقال استانه خستگی کاهش پیدا به عنوان روشی نوین در مشاهده پدیده تغییر فاز مارتنزیتی، تصاویر بدست آمده از تحلیل انسجام تصویر دیجیتالی،

۱– مقدمه

در سالهای اخیر، آلیاژهای حافظهدار، به ویژه 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

1 . Shape Memory Effect

* نویسنده عهدهدار مکاتبات: babakkatanchi68@yahoo.com

Creative Commons License) حقوق مؤلفین به نویسندگان و حقوق ناشر به انتشارات دانشگاه امیرکبیر داده شده است. این مقاله تحت لیسانس آفرینندگی مردمی (Creative Commons License) افرینندگی مردمی (Creative Commons License) افرین در مانید.

^{2 .} Super Elasticity

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 انجامشده 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 زیادی در مورد پدیده گسیختگی در آلیاژ نیکل-تیتانیوم صورت گرفته زیادی در مورد پدیده گسیختگی در آلیاژ نیکل-تیتانیوم صورت گرفته است. بررسیهای انجام شده، شامل مطالعات تحلیلی [۱۳-۱۱]، شبیهسازیهای عددی [۶۱–۱۲] و همچنین تحقیقات تجربی [۱۰ و شبیهسازیهای عددی اسخ مستگی و شکست آلیاژهای حافظهدار در طی بارگذاریهای چرخهای و یا شبه استاتیکی میشوند.

در مطالعات اشاره شده، تعیین مقاومت ماده در برابر گسیختگی، از مهم ترین مسائلی است که به آن پرداخته شده است. بدین منظور، اندازه گیری 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 ریتچی [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 ۳۰ MPa-m^{1/2} پیش از گسیختگی نهایی اندازه گیری 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 MPa-m^{1/2} محاسبه گردید. دیموند و همکاران [۲۱] با استفاده از اصول مکانیک شکست الاستیک خطی'،

ضریب شدت تنش بحرانی ^{1/2} MPa-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 (مورت 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 ^{1/2} میتگی نهایی برای ضریب شدت تنش میابی و مقداری در حدود ^{1/2}

آلیاژهای حافظهدار عمدتا 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 می تواند صدمات جبران ناپذیری 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٬ [۱۸] و دمانگاری٬ [۲۰] اشاره نمود که البته هر یک دارای محدودیتهای خاصی میباشند. در این مقاله، به کمک روش انسجام تصویر دیجیتالی^{[†] که روشی نوین در تحلیل غیر مخرب} سازههای مهندسی میباشد، به بررسی شکست نمونههای ترک لبه^۵ از جنس آلیاژ سویرالاستیک نیکل-تیتانیوم (۵۰/۸ % نیکل) تحت بارگذاری خستگی پرداخته شده است.

4 Digital Image Correlation (DIC)

^{1 .} Linear Elastic Fracture Mechanic (LEFM)

^{2 .} Synchrotron X-ray Diffraction

^{3 .} Thermography

^{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 ۵/۵ 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 کوهلر^۲ 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[‡] و با استفاده از یک دوربین مجهز به سنسور سی.سی. مورت لحظهای[‡] و با استفاده از یک دوربین مجهز به سنسور سی.سی. دی^۵ (سونی آی.سی.ایکس۶۲۵-پروسیلیکا جی.بی ۲۴۵۰۶)با وضوح دی^۵ (سونی آی.سی.ایکس۶۲۵-پروسیلیکا جی.بی ۲۴۵۰۶)با وضوح درک با استفاده از لنزهای مناسبی^۷ انجام شد که قابلیت دستیابی به ترک با استفاده از لنزهای مناسبی^۷ انجام شد که قابلیت دستیابی به منظور اندازه گیری میدانهای جابجایی و کرنش در نوک ترک، بررسی نتایج انسجام تصویر دیجیتالی با استفاده از یک نرم افزار تحلیلی (–VIC نتایج انسجام تصویر دیجیتالی با استفاده از یک نرم افزار تحلیلی (–VIC انسجام تصویر دیجیتالی را نشان میدهد. بایستی اشاره شود که در این 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

۳-۲. 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

- 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.



Fig. 2. Dimensions of the SEC specimen.

l Memry

² Differential Scanning Calorimetry (DSC)

نیکل-تیتانیوم برش داده شدند و یک پیشترک با شعاع شکاف ۱۰۰ میکرومتر و نسبت طول ترک ۲/۰۰ (*a/w*) بهوسیله روش ماشین کاری تخلیه الکتریکی^۱ در نمونهها ایجاد گردید. در ادامه، با استفاده از یک دستگاه آزمایش سروو- هیدرولیک (اینسترون ۲۰۰۸) پیشتر کهای خستگی، از طریق بارگذاری مکانیکی چرخهای ایجاد شدند. در اثر اعمال پیشترک، نسبت طول ترک به حدود ۲۵/۰۰ (*a/w*) رسید. پارامترهای آزمون خستگی برای ایجاد پیشترک، عبارت بودند از:

فرکانس ($f = \Delta$ Hz)، نسبت بار (r = 0)، بیشترین مقدار نیرو ($P_{max} = 1 + 0$) و بیشترین تنش متناسب با حداکثر نیرو $\sigma_{max} = \frac{P_{max}}{w_{i}} = 17/\Delta MPa$ است. پارامترهای اشاره شده و بهویژه فرکانس اعمال بار، بر اساس مطالعات پیشین صورت گرفته توسط مالتتا و همکاران [۲۳ و ۲۴] انتخاب گردیدند.

آزمونهای مربوط به بررسی شکست نمونههای ترک لبهای در آزمونهای مربوط به بررسی شکست نمونههای ترک لبهای در $10^{7}-84$ (ی خستگی، بر اساس استاندارد آ.اس.تی.ام ای97-8(ح 10^{7}] انجام پذیرفت. نرخ رشد ترک خستگی در فرکانس ۵ =fهرتز و نسبتهای بار ثابت ۵۰/۰۰ R ، (متناسب با بیشترین مقدار نیرو $P_{min} = 10^{6}$ N ، (متناسب با بیشترین مقدار نیرو $P_{min} = 10^{6}$ N ، معادل N ، محیط N ، معادل N ، معادل N ، معادل N ، معادل N ، محیط N ، معادل N ، معاد

۳-مدلسازی رشد ترک خستگی بر اساس استاندارد آ.اس.تی.ام بر اساس استاندارد آ.اس.تی.ام ای۶۴۷–۱۵ برای نمونه مذکور، تغییرات ضریب شدت تنش براساس معادله زیر بدست میآید:

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

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

در معادله بالا، F ضریب شدت تنش بیبعد می باشد و طبق معادله زیر بدست می آید:

$$F = \alpha^{\frac{1}{2}} [1.4 + \alpha] [1 - \alpha]^{-\frac{3}{2}} G$$
(7)

use Zeitelo, Zeite

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

و $\left(\frac{a}{W}\right) = \alpha$ نسبت طول ترک به پهنای نمونه بوده و در محدوده $\alpha < 1$ 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، می توان گفت که شکست به صورت ترد می باشد.

۴- بحث و تحليل نتايج

۱-۴. 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 برگشت پذیر در این آزمایش در حدود %۶/۲ است که متناسب با تغییر فاز مارتنزیتی متاثر از تنش میباشد. همچنین در این شکل، مقادیر تمامی پارامترهای ترمومکانیکی آلیاژ اعم از: تنشهای تغییر فاز(σ_{S}^{AM} ، σ_{f}^{AM} ، σ_{S}^{MA} ، σ_{f}^{MA})، مدول یانگ فازهای آستنیت و مارتنزیت (E_A. E_M)، ضریب پواسون فازهای آستنیت و مارتنزیت (V_A . V_M) و ثوابت کلازیوس-کلاپیرون (C_A . C_M) آستنیت و مارتنزیت (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 نمی شود (B19 – B19). 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.

۲-۲. 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

[.]Electro Discharge Machining (EDM)

² Instron 8500

³ ASTM E647-15







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

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



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

سوپرالاستیک 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 تقریبا 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 =۱۲۰N و نسبت طول ترک ۶/۰ =(*a/w*) را نمایش میدهد که بر اساس تحلیل اطلاعات انسجام تصویر دیجیتالی بدست آمده است. تصویربرداری انسجام تصویر دیجیتالی در محدودهای به اندازه (۳×۳/۵) 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 سوپرالاستیک، به خاطر تغییر شکل پلاستیک به وجود نیامدهاند، بلکه کرنش مذکور، 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 شکل ۶ نشان داده شده است، کنترل طول ترک در طی آزمایش خستگی، امکانپذیر 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 ماشینکاری تخلیه الکتریکی و پیشترک خستگی.





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



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.

نقشه رنگی میدانهای جابجایی در نزدیک نوک ترک یک نمونه، با نسبت طول ۲۶-۹(*a/w*) که تحت نیروی اعمالی معادل با ۲۰۱۸= P قرار گرفته است، در شکل ۹ ارائه شده است. ابعاد محدوده تصویربرداری واقع در نوک ترک (۳×۵/۵) میلیمتر میباشد، که در شکل مذکور مشخص است. در واقع، این شکل کانتورهای جابجایی عمودی (*Uy*) تمامی نقاط ناحیه مورد نظر را نمایش میدهد که از تحلیل اطلاعات انسجام تصویر دیجیتالی بدست آمدهاند. همان گونه 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

۳-۴. نتایج رشد ترک خستگی

اثر تغییر نسبت بار (R=+/۰۵ و R=+/۰۵) بر نرخ رشد ترک خستگی بر اساس محدوده ضریب شدت تنش در شکل ۱۰ نشان داده شده است. مشاهده می شود که با افزایش نسبت بار از R=۰/۰۵ تا R=•/۵، شیب نمودار، اندکی افزایش می یابد 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=۰/۰۵ تا R=۰/۵، ضریب شدت تنش آستانه خستگی (ΔK_{th}) از ۱۷ MPa.m^{1/2} استانه خستگی (ΔK_{th} میکند. همچنین مقدار ضریب شدت تنش، پیش از گسیختگی نهایی از ۳۵ MPa.m^{1/2} به ۳۵ MPa.m^{1/2} کاهش می یابد. این رفتار وابسته به نسبت بار، در مواد فلزی معمولا 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 ۲۰/۰۵ R= نمایش می دهد. می توان مشاهده کرد که با اعمال طول ترک موثر، مقادیر ضریب شدت تنش اندکی کاهش می یابند.

همچنین رشد ترک خستگی حسب تعداد چرخههای بارگذاری برای دو حالت بیشترین طول ترک و طول ترک موثر در نسبت بار R=۰/۰۵ در شکل ۱۲ نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده

^{1 .} Crack Closure



شکل ۸: (الف). الگوهای رنگی میدان کرنش در نوک ترک برای مقدار نیرویی برابر با P=۱۲۰ N و نسبت طول ترک a/w)=۰/۶) و (ب). میدان کرنش در نوک ترک بر اساس مطالعه رابر تسون [۱۸].





vertical displacement contour, v

شکل ۹: میدانهای جابجایی عمودی در نوک ترک، بدست آمده از طریق روش انسجام تصویر دیجیتالی. Fig. 9. Vertical displacement fields at the crack tip obtained from DIC method.

بدست آمده برای مقدار شدت تنش، پیش از گسیختگی نهایی نمونه آهسته و پایدار است که این رفتار مربوط به فار اول رشد ترک سوپرالاستیک، بسیار نزدیک به مقادیری است که توسط رابرتسون [۱۸]، گولرتان [۱۰] و دایموند [۲۱] گزارش شدهاند. براساس شکل

میشود در چرخههای ابتدایی بارگذاری خستگی، رشد ترک بسیار خستگی است، اما در ادامه، با ورود به فاز دوم، رشد ترک، ناپایدار و بسیار سریع اتفاق افتاده و منجر به شکست نهایی می شود. نتایج ۲۲ شکست نهایی نمونه بعد از حدود ۲۸۰۰۰ چرخه اتفاق می افتد.



شکل ۱۰: تغییرات نرخ رشد ترک (*da/dN*) براساس محدوده شدت تنش (∆k) برای دو نسبت بار R=•/۰۵ و R=•/۵.





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.

پارامترهای مهم در طی فرآیند رشد ترک، نظیر ضریب شدت تنش و نرخ رشد ترک خستگی بر اساس استاندارد آ.اس.تی.ام ای۶۴۷–۱۵ 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 دیجیتالی تحلیل گشتند و

۵- خلاصه و نتیجه گیری



شکل ۱۲: تغییرات طول ترک برحسب 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.

مراجع

- 1. K. Otsuka, C.M. Wayman, Shape memory materials, Cambridge university press, 1999.
- D. Lagoudas, Shape memory alloys: modeling and engineering applications, Springer Science & Business Media, 2008.
- 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.
- 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

بررسی گردید. نتایج بدست آمده نشان میدهند که با افزایش نسبت بار از ۵/۰۵ تا ۵/۹=R، ضریب شدت تنش آستانه خستگی (Δ*K*th) از ^{1/2} MPa.m^{1/2} تا ۸ MPa.m^{1/2} کاهش پیدا می کند. همچنین مقدار ضریب شدت تنش، پیش از گسیختگی نهایی از ^{1/2} MPa.m^{1/2} م ضریب شدت تنش، پیش از گسیختگی نهایی از بارامتری به عنوان طول ترک موثر که میانگین طول ترک در هر چرخه با 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 میابند.

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.

- 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.
- 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 backtransformation 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 shapememory 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.

systems and structures, 8(4) (1997) 285-302.

- 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.
- 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.
- F. Auricchio, Shape Memory Alloys: Applications, Micromechanics and Numerical Simulations, University of California, Berkley, 1995.
- C. Maletta, F. Furgiuele, Analytical modeling of stress-induced martensitic transformation in the crack tip region of nickel-titanium alloys, Acta Materialia, 58(1) (2010) 92-101.
- S. Gollerthan, Fracture mechanics and microstructure in NiTi shape memory alloys, Acta Materialia, 57(4) (2009) 1015-1025.
- 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.
- 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.
- 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

بی موجعه محمد ا