

Evaluación del comportamiento a fatiga en aleaciones Fe-20Mn-3Al-0.9C mediante nanoindentación dinámica

Fatigue behavior evaluation in Fe-20Mn-3Al-0.9C by dynamic nanoindentation

Avaliação do comportamento à fadiga em ligas Fe-20Mn-3Al-0,9C por nanoindentação dinâmica

Jaime Andres Castañeda Villalba¹
Sara Aida Rodríguez Pulecio²
John Jairo Coronado Marín³

Received: October 6th, 2022

Accepted: January 30th, 2023

Available: May 1st, 2023

How to cite this article:

J. A. Castañeda Villalba, S. A. Rodríguez Pulecio y J. J. Coronado Marín, "Evaluación del comportamiento a fatiga en aleaciones Fe-20Mn-3Al-0.9C mediante nanoindentación dinámica", *Revista Ingeniería Solidaria*, vol. 19, n.º 2, pp. 1-15, 2023.
doi: <https://doi.org/10.16925/2357-6014.2023.02.07>

Research article. <https://doi.org/10.16925/2357-6014.2023.02.07>

¹ Grupo de investigación en fatiga y superficie.

Correo electrónico: jaime.castaneda@correounivalle.edu.co

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4246-9670>

CvIac: https://scienti.minciencias.gov.co/cvlac/visualizador/generarCurriculoCv.do?cod_rh=0000902233

² Grupo de investigación en fatiga y superficie.

Correo electrónico: sara.rodriguez@correounivalle.edu.co

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4608-2569>

CvIac: https://scienti.minciencias.gov.co/cvlac/visualizador/generarCurriculoCv.do?cod_rh=0000818178

³ Grupo de investigación en fatiga y superficie.

Correo electrónico: john.coronado@correounivalle.edu.co

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1761-5098>

CvIac: https://scienti.minciencias.gov.co/cvlac/visualizador/generarCurriculoCv.do?cod_rh=0000227730



Resumen

Introducción: el artículo es producto de la investigación "Nuevas aleaciones Fe-Mn-Al-C como potencial reemplazo de aceros convencionales empleados en la industria nacional" desarrollado en la universidad del Valle en el año 2022.

Problema: el comportamiento bajo cargas cíclicas en granos individuales en aceros Fe-Mn-Al-C considerando el control de carga y el control de desplazamiento ha sido escasamente reportado, debido a la complejidad y variedad de mecanismos de deformación presentes.

Objetivo: determinar la respuesta a la fatiga mediante la aplicación de cargas cíclicas en granos individuales mediante nanoindentación monotónica y cíclica para analizar la respuesta sobre el control de carga y de desplazamiento en una aleación austeníticas Fe-20Mn-3Al-0.9C.

Método: las pruebas fueron realizadas con un indentador Berkovich a máxima carga de 100 mN (o profundidad de 1 μm) y descarga 10 % de la carga máxima (o 95 % de profundidad máxima), para un total de 100 ciclos. Frente al comportamiento del material ante los ciclos se consideró evaluar propiedades como la dureza, el módulo de elasticidad y la rigidez de contacto, mediante el análisis de las curvas carga descarga (*P-h*).

Resultados: el análisis mostró que propiedades como E y H disminuyen al aumentar los ciclos a causa de la activación de los mecanismos de deformación. Estos valores de E y H para cargas monotónicas en control de carga presentaron valores cercanos a los reportados en la literatura, mientras que, en control de desplazamiento, los valores fueron menores.

Conclusiones: tanto en control de carga como de desplazamiento, los dos primeros ciclos presentaron ausencia de traslape entre la descarga y carga entre ciclos, a causa de una gran deformación plástica irreversible y baja recuperación elástica tras la descarga. En los ciclos posteriores los traslapes entre las curvas de histéresis fueron predominantes, como consecuencia de la activación de los mecanismos de deformación.

Limitación del estudio: la activación de los mecanismos de deformación no se comprobó.

Palabras clave: nano-fatiga, indentación cíclica, aleación Fe-Mn-Al-C, ablandamiento.

Abstract

Introduction: The article is the product research "New Fe-Mn-Al-C alloys as a potential replacement for conventional steels used in the national industry" developed at the Universidad del Valle in the year 2022.

Problem: The behavior under cyclic loads in individual grains in Fe-Mn-Al-C steels considering load control and displacement control has been poorly reported due to the complexity and variety of deformation mechanisms present.

Objective: To determine the response to fatigue by applying cyclic loads on individual grains by means of monotonic and cyclic nanoindentation to analyze the response on load and displacement control in an austenitic Fe-20Mn-3Al-0.9C alloy.

Method: The tests were carried out with a Berkovich indenter at a maximum load of 100 mN (or depth of 1 μm) and unloading 10% of the maximum load (or 95% of maximum depth), for a total of 100 cycles. The behavior of the material to cycles would require evaluating properties such as hardness, modulus of elasticity and contact stiffness, through the analysis of load-unload curves (*P-h*).

Results: The analysis showed that properties such as E and H decrease with increasing cycles due to the activation of deformation mechanisms. These values of E and H for monotonic loads in load control appeared values close to those reported in the literature, while, in displacement control, the values were lower.

Conclusions: In load and displacement control, the first two cycles lack of overlap between unloading and loading between cycles, due to a large irreversible plastic deformation and low elastic recovery after unloading. In the subsequent cycles, the overlaps between the hysteresis curves were predominant, as a consequence of the activation of the deformation mechanisms.

Study limitation: Activation of deformation mechanisms was not verified.

Keywords: Nano-fatigue, cycle indentation, Fe-Mn-Al-C alloy, softening.

Resumo

Introdução: o artigo é produto da pesquisa "Novas ligas Fe-Mn-Al-C como potencial substituto dos aços convencionais utilizados na indústria nacional" desenvolvida na Universidad del Valle em 2022.

Problema: o comportamento sob cargas cíclicas em grãos individuais em aços Fe-Mn-Al-C considerando controle de carga e controle de deslocamento tem sido pouco relatado, devido à complexidade e variedade de mecanismos de deformação presentes.

Objetivo: determinar a resposta à fadiga através da aplicação de cargas cíclicas em grãos individuais por nanoindentação monotônica e cíclica para analisar a resposta no controle de carga e deslocamento em uma liga austenítica Fe-20Mn-3Al-09C.

Método: os ensaios foram realizados com penetrador Berkovich com carga máxima de 100 mN (ou profundidade de 1 μm) e descarregamento de 10% da carga máxima (ou 95% da profundidade máxima), totalizando 100 ciclos. Diante do comportamento do material antes dos ciclos, considerou-se avaliar propriedades como dureza, módulo de elasticidade e rigidez de contato, por meio da análise das curvas carga-descarga (P-h).

Resultados: a análise mostrou que propriedades como E e H diminuem com o aumento dos ciclos devido à ativação de mecanismos de deformação. Esses valores de E e H para cargas monotônicas no controle de carga apresentaram valores próximos aos relatados na literatura, enquanto que, no controle de deslocamento, os valores foram inferiores.

Conclusões: tanto no controle de carga quanto no controle de deslocamento, os dois primeiros ciclos não apresentaram sobreposição entre descarregamento e carregamento entre os ciclos, devido a uma grande deformação plástica irreversível e baixa recuperação elástica após o descarregamento. Nos ciclos subsequentes, predominaram as sobreposições entre as curvas de histerese, como consequência da ativação dos mecanismos de deformação.

Limitação do estudo: não foi verificada ativação de mecanismos de deformação.

Palavras-chave: nanofadiga, indentação cíclica, liga Fe-Mn-Al-C, amolecimento.

1. Introducción

Los aceros austeníticos pueden presentar una amplia variedad de mecanismos de deformación, por lo cual ofrecen extraordinarias propiedades mecánicas. Sin embargo, estas propiedades dependen de la microestructura. Los aceros inoxidables austeníticos exhiben un comportamiento de fatiga de bajo ciclo que es en parte común con otras aleaciones con estructuras *f.c.c.*, considerando la presencia del deslizamiento de dislocación [1]. Por lo tanto, la dirección de las trazas de deslizamiento

corresponde a la orientación de los planos de deslizamiento activos con respecto al eje de carga y en general, se pueden distinguir diferentes etapas de fatiga, y cada una de estas va acompañada de una subestructura de dislocación característica [2]. En la primera etapa, se observan distribuciones de planos, lo que lleva a que la localización de la tensión puede resultar en la formación de bandas de deslizamiento de dislocación bien definidas. En etapas posteriores, el aumento de la densidad de dislocaciones puede presentarse en granos orientados con deslizamiento múltiple, en la formación de arreglos subestructurales como canales y estructuras celulares. Roa *et al.* [3] encontraron que la transformación martensítica ocurre en aceros austeníticos metaestables bajo carga cíclica en amplitudes de tensión/deformaciones significativamente más bajas que el valor límite requerido en caso de carga monótonica. Esto se explica por el hecho que la nucleación ocurre en una deformación plástica acumulativa [4].

La contribución de la martensita presente en la aleación, así como la formada en los procesos de deformación, juega un papel importante en las propiedades de fatiga de estas aleaciones, ya que, la presencia de martensita *a priori* a la carga cíclica puede generar una disminución en la resistencia a la fatiga, debido a la fragilidad de esta fase y, por ende, a un avance más rápido de la propagación de la grieta en estas áreas que en zonas austeníticas [5]. Por otro lado, Baudry y Pineau [4] encontraron que la formación de martensita durante los ciclos de carga de fatiga es beneficiosa, ya que el volumen asociado a expansión por compresión y la tensión residual de compresión resultante, así como el endurecimiento por deformación, generan una disminución en la velocidad de propagación de la grieta. Es decir, el efecto de la martensita depende de las condiciones de carga, ya sea experimentales o de servicio.

Los aceros austeníticos sometidos a cargas de fatiga presentan variaciones en las propiedades mecánicas, debido a que estas dependen de la microestructura y la interacción de los mecanismos de deformación, resultante en etapas de ablandamiento o endurecimiento. El endurecimiento por deformación de la austenita se ve reflejado en las primeras etapas de fatiga, mientras que en etapas posteriores se puede presentar un ablandamiento como consecuencia del reordenamiento de las dislocaciones [6]. El efecto de diferentes variables metalúrgicas como el volumen de martensita en la aleación, así como la cantidad de esta que se transforma, el porcentaje de aleantes y otras variables de servicio como el modo de carga, la amplitud, la velocidad y otras experimentales como el control de carga o desplazamiento, han sido estudiado en diferentes investigaciones [7]-[10].

Por otra parte, los ensayos de nanoindentación ofrecen curvas de carga y descarga que proporcionan amplia información sobre las propiedades mecánicas de los

aceros, esto permite correlacionar el comportamiento nanoscópico con propiedades macroscópicas, entre las cuales se destacan, transformaciones de fase bajo carga, mecanismos dependientes del tiempo y la respuesta a fatiga; sin embargo, el efecto de la variación entre el control de carga y el control de desplazamiento, y por ende, de los mecanismos de deformación en las aleaciones Fe-Mn-Al-C en la respuesta a fatiga mediante cargas cíclicas en granos individuales mediante nanoindentación, aún requieren una comprensión mejor, por lo tanto, es necesario un mejor conocimiento al respecto.

2. Materiales y métodos

Las pruebas de indentación cíclica se llevaron a cabo en probetas de Fe-20Mn-3Al-0.9C con composición química como se muestra en la tabla 1. La probeta fue lijada hasta lija No. 1200 y pulida utilizando polvo de óxido de aluminio de 0,3 μm una velocidad de 100 rpm. Las pruebas fueron realizadas con un indentador Berkovich (UT2) a una tasa de carga de 1 mN/s y con un periodo de sostenimiento de 20s a máxima carga (o profundidad) y un periodo de sostenimiento de 20s al 10 % de la carga máxima (o 95 % de profundidad máxima). Se realizaron dos pruebas en el modo control de carga con una carga máxima de 100 mN y un total de 100 ciclos; dos pruebas en el modo control de profundidad con una carga profundidad máxima de 1 μm y un total de 100 ciclos.

Tabla 1. Composición química

Aleación	Aleantes (%)			
	Fe	Mn	Al	C
Fe-20Mn-3Al-0.9C	73,46	22,2	3,5	0,84

3. Resultados y discusión

Las pruebas de nanoindentación realizadas bajo el modo de control de carga se pueden comparar con las pruebas de fatiga de bajo ciclo (LCF), donde la contribución de la deformación plástica es predominante en relación con la deformación elástica del total de la deformación. Por otro lado, cuando los experimentos se realizaron bajo el modo de control de desplazamiento, se asemejan a las pruebas de fatiga de alto ciclo (HCF), donde la deformación elástica es más significativa [6]. Para

entender el comportamiento de una aleación Fe-20Mn-3Al-0.9C, clasificada como un acero TWIP (plasticidad inducida por maclas, por sus siglas en inglés) mediante estudio previo [11], la muestra fue sometida a cargas dinámicas de nanoindentación, considerando el control de carga y el control de desplazamiento, como se analizará a continuación.

3.1 Control de carga

Las curvas de carga-descarga con control de carga considerando la evolución durante los ciclos de indentación se muestran en la figura 1. Allí se observan las curvas cada 10 ciclos para visualizar el efecto en la evolución de los ciclos sobre el cambio en la profundidad (h). Los primeros ciclos de indentación son caracterizados por una ductilidad del material seguida de un ablandamiento por deformación [12], con gran deformación plástica irreversible y baja recuperación elástica tras la descarga, con presencia de curvas de histéresis formadas entre la carga y la descarga en cada ciclo. Los primeros dos ciclos están caracterizados por ausencia de traslape entre las curvas, lo cual puede estar relacionado a la dependencia del tiempo de la plasticidad, lo cual es común en los aceros austeníticos [13]. La figura 1b muestra el efecto en el cambio de profundidad debido al aumento de los ciclos, evidenciando un ablandamiento de los granos de la austenita. De esta manera, en los primeros ciclos de descarga, los granos de la austenita se recuperan levemente de la deformación plástica inducida en el proceso de indentación, sin embargo, en la siguiente carga, el indentador penetra nuevamente la misma zona, aumenta la deformación plástica del ciclo anterior y por ende, de la profundidad, así, produce un ablandamiento del material. Este proceso de ablandamiento se puede deber a la nucleación y propagación de dislocaciones de alta densidad consecuencia del proceso cíclico [6]. En la figura 1c se muestra que los niveles de carga se mantienen durante los 100 ciclos, pero la profundidad de indentación aumenta con el paso de los ciclos, esto genera un ablandamiento del material.

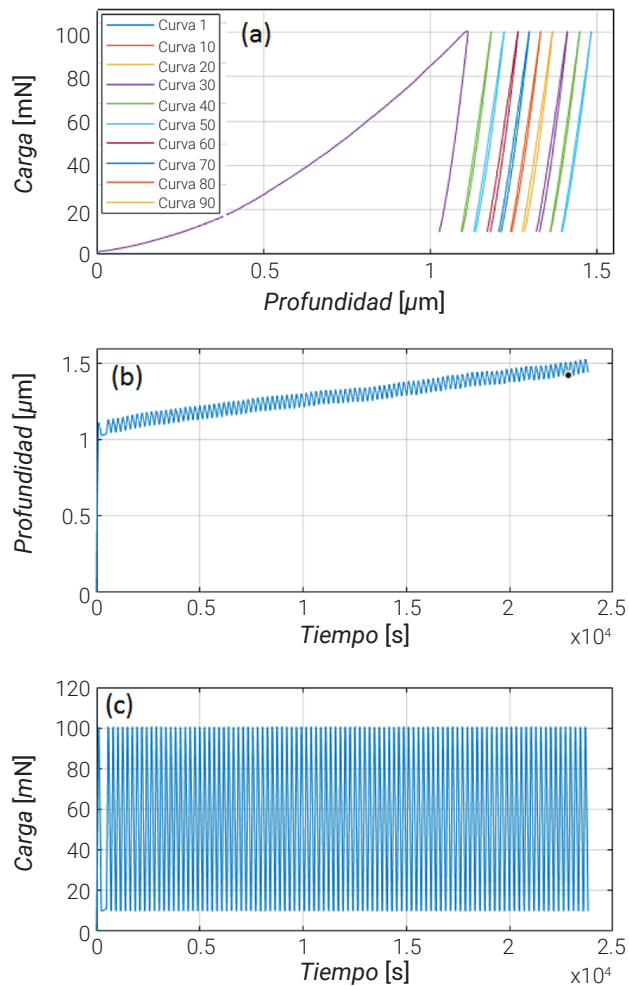


Figura 1. Evolución cíclica de las curvas de carga-descarga con control de carga para 100 ciclos a fuerza máxima de 100 mN una descarga al 90 %. (a) Curva P-h para cada 10 ciclos de indentación. (b) Curvas de profundidad máxima como función del tiempo. (c) Curvas de cargas máxima aplicada como función del tiempo.

Fuente: elaboración propia.

La figura 2 muestra la dureza, el módulo de elasticidad y la rigidez de contacto a partir del método de Oliver y Pharr [12]. Para el cálculo del módulo de elasticidad del material, se utilizó el módulo de elasticidad del penetrador de diamante (E_i) y la relación de Poisson del penetrador de diamante (ν_i) con valores de 1140 GPa y 0.07, respectivamente, y asumiendo una relación de Poisson de 0,3 para el material de estudio. Considerando el primer ciclo de carga, es decir, una carga monótonica, los valores presentados de dureza y módulo de elasticidad fueron de 3,6 GPa y 217 GPa, respectivamente, que estaban muy cercanos a los reportados por la literatura para un acero austenítico [14]. Ya que la dureza y el módulo de elasticidad dependen de

la carga y la profundidad máxima, el efecto acumulación por deformación plástica puede ser el causante de la disminución de estas propiedades a medida que avanzan los ciclos. Tras 100 ciclos de carga, la dureza y el módulo alcanzaron valores de 1,9 GPa y 157 GPa, aproximadamente, como se muestra en las figuras 2a y 2b, respectivamente. La variación de la dureza, al igual que el módulo de elasticidad en pruebas de nanoindentación cíclica, ha sido reportado por varios autores para aceros austeníticos, siendo consistente con los datos reportados en otras investigaciones [15]-[17].

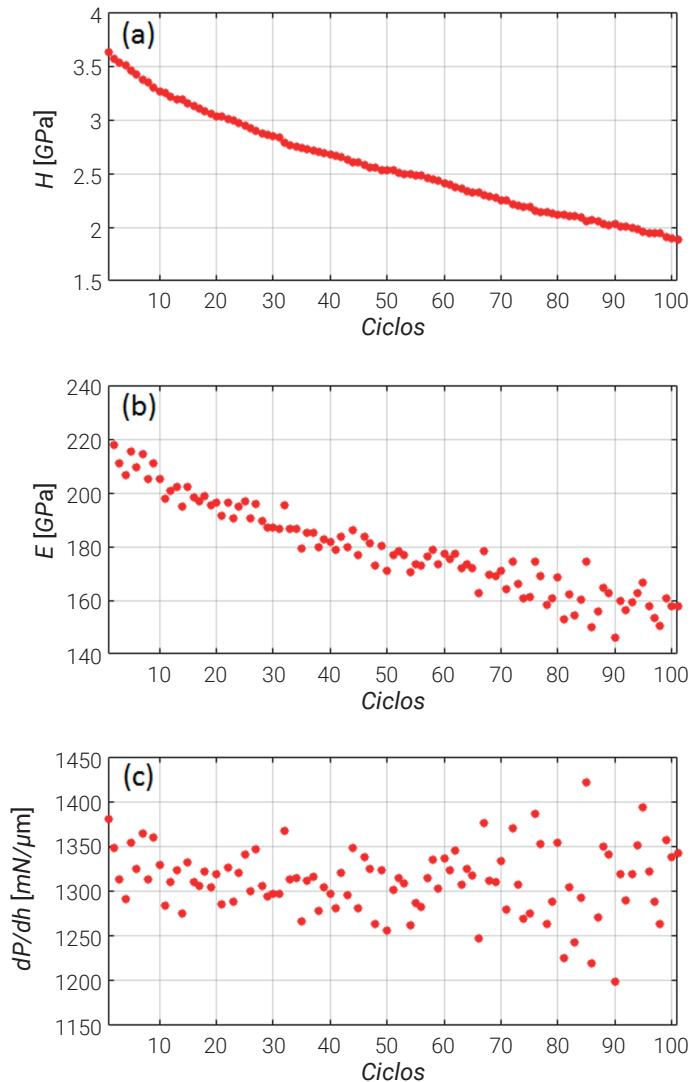


Figura 2. Variación de la dureza, módulo de elasticidad y la rigidez de contacto durante la nanoindentación cíclica con control de carga para 100 ciclos a carga máxima de 100 mN una descarga al 90 %. (a). Variación de la dureza vs. ciclos. (b) Módulo de elasticidad vs. Ciclos. (c) Rigidez de contacto vs. ciclos.

Fuente: elaboración propia.

3.2 Control de desplazamiento

El comportamiento de las curvas carga-descarga con control de desplazamiento mostradas en la figura 3 son diferentes a las presentadas en modo de control de carga. En la figura 3a se muestra la evolución de la carga en función de la profundidad para cada diez ciclos, para mejor su lectura. En esta figura se aprecia como la carga máxima disminuye a medida que se aumentan los ciclos, siendo más pronunciado en el primer ciclo. Este comportamiento podría explicarse considerando que, en la etapa de descarga, la recuperación del material se debe al componente elástico [12], ya que, para el siguiente ciclo, si se desea alcanzar la misma profundidad máxima, la fuerza requerida es menor. Es decir, si en el ciclo siguiente se aplicará la carga máxima, el indentador alcanzaría una profundidad mayor a la anterior, induciendo una deformación plástica en el material. Lo anterior es la razón de la disminución en la dureza, tanto inicial como final, durante los ciclos de indentación, a pesar de que se presente el fenómeno de acumulación cíclica por deformación [6].

La figura 3b muestra la variación de la profundidad en función del tiempo. La prueba fue diseñada con un control de profundidad en $1 \mu\text{m}$, pero tras ajustes por compliance, profundidad inicial y desviación térmica, la profundidad final fue de $1.029 \mu\text{m}$. La disminución de la fuerza aplicada a medida que avanzan los ciclos se muestra en la figura 3c. Estas figuras se muestran para verificar el comportamiento de las variables en función del tiempo.

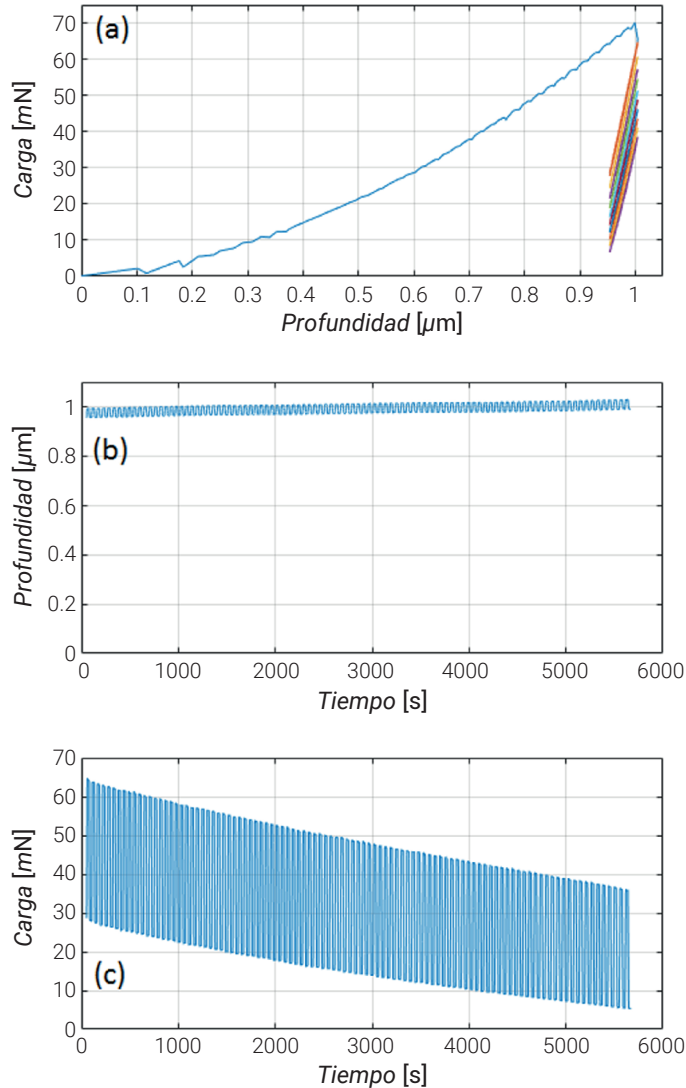


Figura 3. Evolución cíclica de las curvas de carga-descarga con control de desplazamiento para 100 ciclos a profundidad máxima de 1 μm una descarga al 95 % de la carga máxima. (a) Curva P-h para cada 10 ciclos de indentación. (b) Curvas de profundidad máxima.

Fuente: elaboración propia.

En procesos de deformación cíclica, los aceros austeníticos presentan un endurecimiento por deformación en los primeros ciclos [18], ya que tanto la transformación de la fase martensítica como el endurecimiento por deformación contribuyen en este proceso, mientras que un ablandamiento del material es la consecuencia de la generación de dislocaciones móviles adicionales y estructuras tipo celdas de dislocaciones que tiene lugar tras un ciclo elevado de deformación [19]. Sin embargo, el proceso de ablandamiento cíclico, como se ha mostrado, no es obvio.

Para tratar de elucidar lo planteado anteriormente, considere la diferencia entre pruebas de nanoindentación cíclica y pruebas de fatiga convencionales. El indentador Berkovich genera un estado de esfuerzos multiaxial, el cual disminuye radialmente al aumentar la distancia desde el indentador. Por ende, la comparación entre los estados de esfuerzos por nanoindentación y las pruebas de fatiga convencionales no es sencilla. Comportamientos similares se presentan en los procesos de deformación. No es posible determinar una relación entre la profundidad máxima de indentación con el tamaño vertical del grano indentado, ya que, durante estos procesos, los granos adyacentes reciben parte de la deformación. Sin embargo, es razonable pensar que los rangos de esfuerzos y deformación son proporcionales al tamaño de la prueba. Como es bien sabido, la deformación plástica máxima genera el endurecimiento cíclico, pero este solo se logra si alcanzan el valor límite de deformación acumulada [20], por lo tanto, las pruebas de deformación cíclica con pequeñas amplitudes no conducen a un endurecimiento notable [21]. Un estudio realizado por Pan *et al.* [22], utilizando nanoindentación cíclica, mostró que el ablandamiento es atribuible a una reorganización de defectos en la estructura.

Al igual que para las pruebas de control de carga, las variables como dureza, módulo de elasticidad y rigidez de contacto, fueron obtenidas mediante el modelo de Oliver y Pharr, las cuales se muestran en la figura 4. La dureza representada en la figura 4a para el primer ciclo es de 2,9 GPa. y 1,4 GPa. para el ciclo 300. Si comparamos estos valores con los obtenidos en las pruebas de control de carga, los cuales fueron de 3,6 GPa. y 1,9 GP, respectivamente, se aprecia que, aunque los valores son diferentes, la diferencia entre el valor inicial y final es igual. La figura 4b corresponde a la evolución del módulo de elasticidad durante los ciclos de indentación, estando por debajo de los valores reportados por la literatura.

La figura 4c representa la rigidez de contacto, mostrando una disminución mayor en comparación con dos propiedades anteriores y más aún, una tendencia decreciente a medida que aumentan los ciclos. En pruebas de nanoindentación, el módulo de elasticidad es función de la rigidez de contacto y el área de contacto. Ya que, en la calibración de la prueba, se tiene en cuenta el ajuste al área de contacto, nos queda, que el módulo es solo función de la rigidez de contacto. Aunque el módulo de elasticidad se encuentra muy cerca de los valores reportados por la literatura, difiere de los obtenidos en las pruebas de control de carga. En la investigación presentada por [6], donde se analiza el efecto del modo de la prueba sobre el efecto de la rigidez de contacto, este no presenta variaciones entre las dos pruebas, por consiguiente, en nuestro estudio se está presentando cambio en la forma del indentador o procesos de deformación que no son apreciables con tan solo el análisis de las curvas.

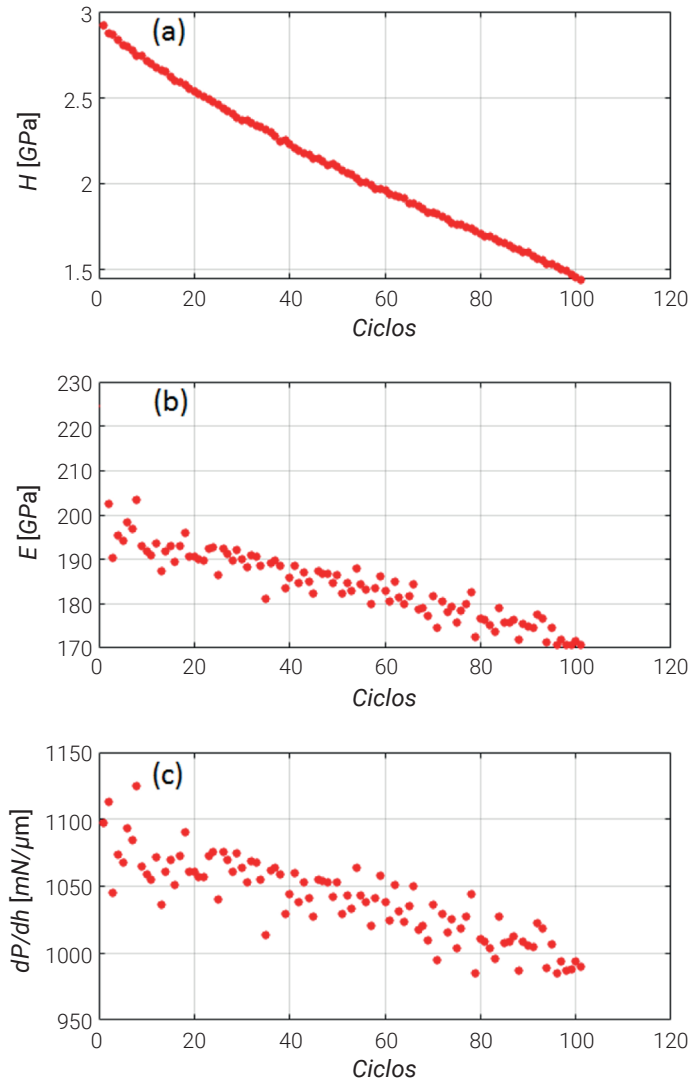


Figura 4. Variación de la dureza, módulo y la rigidez de contacto durante la nanoindentación cíclica a profundidad máxima de $1 \mu\text{m}$ una descarga al 95 % de la carga máxima (a). Variación de la dureza vs. ciclos. (b) Módulo de elasticidad vs. Ciclos. (c) Rigidez de contacto.

Fuente: elaboración propia.

4. Conclusiones

Pruebas de nanoindentación cíclica considerando control de carga y control de desplazamiento fueron realizadas en granos de una aleación TWIP, para analizar el comportamiento de las propiedades nanomecánicas y su evolución durante pruebas de nanoindentación dinámica, esto permitió presentar las siguientes conclusiones:

- La dureza, al igual que el módulo de elasticidad para las condiciones de control de carga o control de desplazamiento, disminuye con el aumento de los ciclos, lo cual se atribuye a la activación de mecanismos de deformación.
- La rigidez de contacto presenta diferencia en el comportamiento cíclico entre el modo de control de carga y control de desplazamiento, el cual no es apreciable a partir del análisis de las curvas. Sin embargo, el control de carga ofrece un valor relativamente constante de la rigidez de contacto, lo que implica que no existe variación en la forma del indentador durante las pruebas.
- El ajuste por compliance, profundidad inicial y desviación térmica, generó un aumento en la profundidad máxima de 2,9 % en la prueba de control de desplazamiento, mostrando que el equipo es sensible a estas variables bajo este modo de prueba.

Agradecimiento

Los autores agradecen a Minciencias (Colombia) por el apoyo económico para la realización de esta investigación a través del proyecto No. 1106-808-63096.

Referencias

- [1] P. Villechaise, L. Sabatier y J. Girard, "On slip band features and crack initiation in fatigued 316L austenitic stainless steel: Part 1: Analysis by electron back-scattered diffraction and atomic force microscopy", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 323, n° 1-2, pp. 377-385, 2002. doi: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01381-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01381-8)
- [2] A. Mateo, A. Gironès, J. Keichel, L. Llanes, N. Akdut y M. Anglada, "Cyclic deformation behaviour of superduplex stainless steels", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 314, n°. 1-2, pp. 176-185, 2001. doi: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01933-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01933-X)
- [3] J. Roa, I. Sapezanskaia, G. Fargas, R. Kouitat, A. Redjaïmia y A. Mateo, "Dynamic deformation of metastable austenitic stainless steels at the nanometric length scale", *Metall and Mat Trans A*, vol. 49, n°. 12, pp. 6034-6039, 2018. doi: <https://doi.org/10.3390/met9020234>
- [4] G. Baudry and A. Pineau, "Influence of strain-induced martensitic transformation on the low-cycle fatigue behavior of a stainless steel," *Materials Science and Engineering*, vol. 28, n°. 2, pp. 229-242, 1977, doi: [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(77\)90176-8](https://doi.org/10.1016/0025-5416(77)90176-8).

- [5] C. Müller-Bollenhagen, M. Zimmermann y H.-J. Christ, "Very high cycle fatigue behaviour of austenitic stainless steel and the effect of strain-induced martensite", *International Journal of Fatigue*, vol. 32, n°. 6, pp. 936-942, 2010. doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2009.05.007>
- [6] J. Roa, I. Sapezanskaia, G. Fargas, R. Kouitat, A. Redjaïmia y A. Mateo, "Influence of testing mode on the fatigue behavior of < 111 > austenitic grain at the nanometric length scale for TRIP steels," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 713, pp. 287-293, 2018. doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.047>
- [7] D.-H. Jeong, S.-G. Lee, W.-K. Jang, J.-K. Choi, Y.-J. Kim y S. Kim, "Cryogenic S-N Fatigue and Fatigue Crack Propagation Behaviors of High Manganese Austenitic Steels", *Metall and Mat Trans A*, vol. 44, n°. 10, pp. 4601-4612, 2013.
- [8] D. Jeong, H. Sung, T. Park, J. Leey S. Kim, "Fatigue crack propagation behavior of Fe25Mn and Fe16Mn2Al steels at room and cryogenic temperatures", *Metals and Materials International*, vol. 22, n°. 4, pp. 601-608, 2016. doi: <https://doi.org/10.1007/s12540-016-6040-7>
- [9] J. King, "Effects of grain size and microstructure on threshold values and near threshold crack growth in powder-formed Ni-base superalloy", *Metal Science*, vol. 16, n°. 7, pp. 345-355, 1982. doi: <https://doi.org/10.1179/030634582790427479>
- [10] J. A. Florez Zuluaga, A. Márquez Atrio, A. Ayala Angel y C. J. Carreño Hernández, "Analysis and Simulation of The Effects That Cause Fatigue in the Frame Structure 308 of the Uh-60 Helicopter", *Ingeniería Solidaria*, vol. 15, n°. 3, pp. 1-26, 09/16 2019, doi: <https://doi.org/10.16925/2357-6014.2019.03.12>
- [11] J. A. Castañeda, O. A. Zambrano, G. A. Alcázar, S. A. Rodríguez y J. J. Coronado, "Stacking Fault Energy Determination in Fe-Mn-Al-C Austenitic Steels by X-ray Diffraction", *Metals*, vol. 11, n°. 11, p. 1-20, doi: <https://doi.org/10.3390/met11111701>
- [12] W. C. Oliver y G. M. Pharr, "An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments", *Journal of materials research*, vol. 7, n°. 6, pp. 1564-1583, 1992. doi: <https://doi.org/10.1557/JMR.1992.1564>
- [13] D. Kujawski, V. Kallianpur y E. Krempl, "An experimental study of uniaxial creep, cyclic creep and relaxation of AISI type 304 stainless steel at room temperature", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 28, n°. 2, pp. 129-148, 1980. doi: [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(80\)90018-6](https://doi.org/10.1016/0022-5096(80)90018-6)

- [14] P. Haušild, J. Nohava y P. Pilvin, "Characterisation of strain-induced martensite in a metastable austenitic stainless steel by nanoindentation", *Strain*, vol. 47, pp. 129-133, 2011. doi: <https://doi.org/10.1111/j.1475-1305.2010.00748.x>
- [15] S. R. Cohen y E. Kalfon-Cohen, "Dynamic nanoindentation by instrumented nanoindentation and force microscopy: A comparative review", *Beilstein journal of nanotechnology*, vol. 4, n°. 1, pp. 815-833, 2013, doi: <https://doi.org/10.3762/bjnano.4.93>
- [16] S. Ghosh y R. V. Prakash, "Study of damage and fracture toughness due to influence of creep and fatigue of commercially pure copper by monotonic and cyclic indentation,," *Metal and Mat Trans A*, vol. 44, n°. 1, pp. 224-234, 2013. doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1384-1>
- [17] Y.-F. Jia, Y.-Y. Cui, F.-Z. Xuan y F. Yang, "Comparison between single loading-unloading indentation and continuous stiffness indentation," *RSC advances*, vol. 7, n°. 57, pp. 35655-35665, 2017. doi: <https://doi.org/10.1039/C7RA06491H>
- [18] M. Bayerlein, H.-J. Christ y H. Mughrabi, "Plasticity-induced martensitic transformation during cyclic deformation of AISI 304L stainless steel", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 114, pp. L11-L16, 1989. doi: [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(89\)90871-X](https://doi.org/10.1016/0921-5093(89)90871-X)
- [19] G. S. Raman y K. Padmanabhan, "Influence of martensite formation and grain size on room temperature low cycle fatigue behaviour of AISI 304LN austenitic stainless steel", *Materials Science and Technology*, vol. 10, n°. 7, pp. 614-620, 1994.
- [20] C. Laird, P. Charsley y H. Mughrabi, "Low energy dislocation structures produced by cyclic deformation", *Materials science and engineering*, vol. 81, pp. 433-450, 1986. doi: [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(86\)90281-8](https://doi.org/10.1016/0025-5416(86)90281-8)
- [21] A. Glage, A. Weidner y H. Biermann, "Effect of austenite stability on the low cycle fatigue behavior and microstructure of high alloyed metastable austenitic cast TRIPsteels", *Procedia Engineering*, vol. 2, n°. 1, pp. 2085-2094, 2010. doi: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2010.03.224>
- [22] G. Pan, Z. Cao, M. Wei, L. Xu, J. Shi y X. Meng, "Superelasticity of TiNi thin films induced by cyclic nanoindentation deformation at nanoscale", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 600, pp. 8-11, 2014. doi: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2010.03.224>