

INFLUENCIA DE LA CARGA APLICADA EN EL COMPORTAMIENTO AL DESGASTE EN FUNDICIONES NODULARES AUSTEMPERADAS NANOESTRUCTURADAS ALEADAS CON COBRE Y NÍQUEL

Ximena Ospina Arrubla ^{1*}, Mateo Montoya Mejía ¹, Harold David Machado ¹, Ricardo Emilio Aristizábal Sierra ¹

1: Grupo Gipimme, Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales, Universidad De Antioquia.

* E-Mail: ximena.ospinaa@udea.edu.co

RESUMEN

Las fundiciones nodulares austemperadas (ADI por sus siglas en inglés) se caracterizan por poseer una microestructura de nódulos de grafito embebidos en una matriz ausferrítica (ferrita bainítica + austenita de alto carbono) [1]. La alta resistencia al desgaste de los ADI puede ser aprovechada cuando las condiciones de carga producen la transformación de la austenita de alto carbono a martensita por efecto TRIP (*Transformation induced plasticity*). En este trabajo se realizaron ensayos de bola en disco en fundiciones nodulares austemperadas nanoestructuradas aleadas con cobre y níquel con variaciones de la carga aplicada; mientras la rugosidad media, el número de ciclos, la velocidad de giro del cuerpo, el radio de giro y la temperatura de ensayo fueron parámetros fijos. Los mecanismos de desgaste se analizaron por medio de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (SEM por sus siglas en inglés). Los resultados permitieron establecer una posible carga crítica necesaria para activar el efecto TRIP.

Palabras clave: Ausferrita, desgaste, efecto TRIP, austemperado, ADI.

INFLUENCE OF THE APPLIED LOAD ON THE WEAR BEHAVIOR OF NANOSTRUCTURED AUSTEMPERED DUCTILE IRON ALLOYED WITH COPPER AND NICKEL

ABSTRACT

Austempered ductile iron (ADI) castings are characterized by having a microstructure of graphite nodules embedded in an ausferritic matrix (bainitic ferrite + high carbon austenite) [1]. The high wear resistance of ADI can be exploited when the loading conditions produce the transformation of high carbon austenite to martensite by the TRIP (*Transformation induced plasticity*) effect. In this work, boll-on-disk tests were performed in nanostructured ADI alloyed with copper and nickel with variations of the applied load, while the average roughness, number of cycles, body rotation speed, turning radius and temperature were kept constants. The wear mechanisms were analyzed by optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM). The results allowed to establish a possible critical load necessary to activate the TRIP effect.

Keywords: Ausferritic, wear, TRIP effect, austempered, ADI.

1. INTRODUCCIÓN

La microestructura de los ADI se obtiene mediante el tratamiento térmico de austemperado; haciendo una austenización completa, seguido de un sostenimiento isotérmico que se encuentra a una temperatura comprendida entre la M_s (temperatura de inicio de transformación martensítica) y B_s (temperatura de inicio de transformación bainítica) [2]. Cuando el austemperado se realiza a temperaturas muy cercanas a M_s se forma ausferrita nanoestructurada, la cual, presenta un mejor desempeño en contraste a la ausferrita convencional [3]. La alta resistencia al desgaste obtenida por refinamiento de la microestructura ausferrítica puede ser aumentada bajo ciertas condiciones de carga donde se puede producir el efecto TRIP (Transformation induced plasticity), en el cual, la austenita de alto carbono se convierte localmente en martensita, permitiéndole al hierro ser utilizado en aplicaciones bajo condiciones de desgastes donde la dureza superficial aumente, conservando en su núcleo las propiedades de tenacidad y ductilidad de la ausferrita [4]. El propósito de este trabajo fue analizar los mecanismos de desgaste que presenta el hierro nodular austemperado aleado con cobre y níquel en un ensayo Ball-on-disk.

2. METODOLOGÍA

Se utilizó un hierro nodular de composición química 3,45C-2,72Si-0,80Ni-0,6Cu (% Peso), conteo de nódulos 284 nódulos/mm² y nodularidad del 85% de acuerdo con la norma ASTM A247 [5]; este fue austenizado a 900 °C por 2 horas y posteriormente se austemperó en un baño de sales a 230 °C por 2 horas [6]. Las muestras se prepararon bajo la norma ASTM E3 [7] para corroborar la microestructura obtenida mediante microscopía óptica en un microscopio óptico marca Nikon referencia ECLIPSE MA100 y analizador de imágenes Nikon Digital Sight DS-L3. Luego se realizó microscopía electrónica de barrido en un equipo marca JEOL JSM-6490LV para medir los espesores de la ferrita bainítica obtenida con la ayuda del software IMAGE J y verificar que, si fuese nanoestructurada. Se realizó difracción de rayos x para determinar la cantidad de austenita en la microestructura.

Se utilizó un tribómetro -Ball On Disk- para hacer los ensayos de desgaste tomando como referencia lo descrito en la norma ASTM G99 [8]. La velocidad de giro de la muestra fue 166 RPM para garantizar un tiempo de ensayo óptimo y un sistema de ventilación de aire a temperatura ambiente para evitar un aumento en la temperatura del sistema debido a la fricción. Las condiciones del ensayo están descritas en la Tabla 1.

Tabla 1. Condiciones del ensayo tribológico.

Condiciones del ensayo	
Carga [N]	5 - 7- 10 - 12 - 15
Numero de ciclos	30.000
Radio de giro [mm]	5
Velocidad [RPM]	166

Se utilizó un contracuerpo de nitruro de silicio con 6 mm de diámetro, módulo de Young de 180 GPa y coeficiente de Poisson de 0,28. Se calculó las presiones aplicadas a la muestra, descritas en la Tabla 2.

Tabla 2. Cálculo de presiones aplicadas a la muestra.

Carga (N)	Presión media de contacto (GPa)	Presión máxima de contacto (GPa)
5	0,65	0,98
7	0,73	1,09
10	0,82	1,23
12	0,87	1,31
15	0,94	1,41

3. RESULTADOS Y ANALISIS

3.1. Caracterización microestructural

La microestructura luego del tratamiento térmico está constituida por nódulos de grafito más ausferrita (ferrita bainítica + austenita de alto carbono), que se puede observar en la Figura 1.

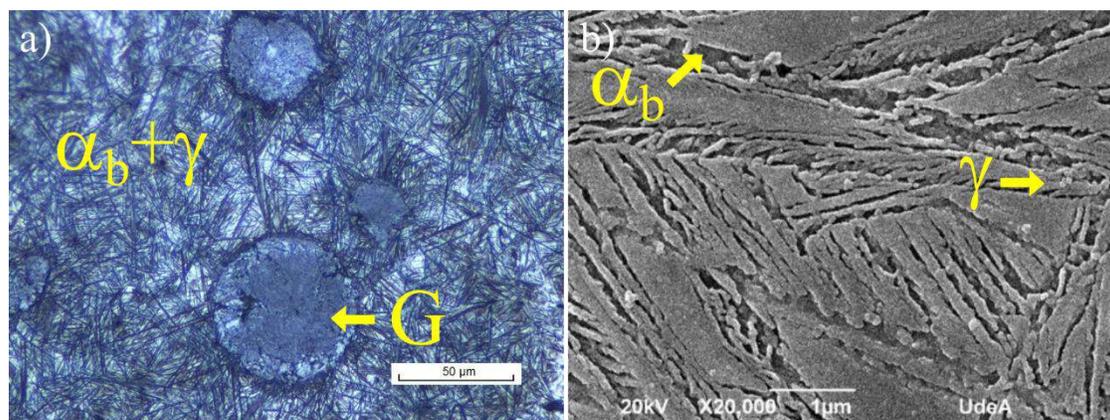


Figura 1. Micrografías del hierro nodular austemperado nanoestructurado (ADIN). (a) Microscopía óptica y (b) Microscopía electrónica de barrido, electrones secundarios (SEM SE).

En la Figura 2 se presenta el difractograma obtenido de la difracción de rayos X. Se identificaron los picos característicos de la austenita lo cual corrobora que el tratamiento térmico realizado fue el correcto; empleando la norma ASTM E975-13 [9] se identificó que la cantidad de austenita de alto carbono en la muestra es de aproximadamente 28,22 %, con una concentración de carbono en la austenita de 1,24% peso.

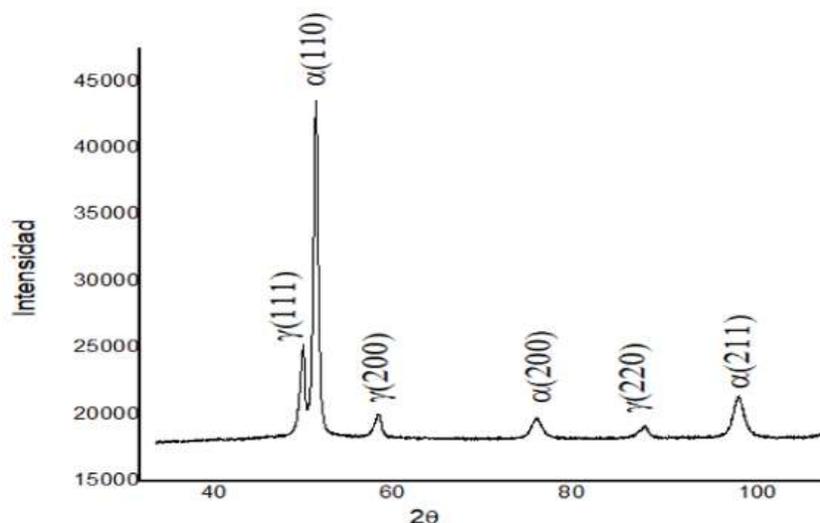


Figura 2. Difractograma.

Los resultados obtenidos de los espesores de ferrita bainítica se presentan en la Tabla 3. Se determinó que la ferrita bainítica es nanoestructurada ya que la mayoría de las placas tienen espesores inferiores a 110 nm.

Tabla 3. Espesores ferrita bainítica nanométrica.

Espesores ferrita bainítica (nm)	Porcentaje de espesores de ferrita bainítica (%)
7 - 35	56,33
35 - 70	37,33
70 - 110	6,33

3.2. Mecanismo de desgaste.

El número de ciclos ensayado representa uno de los parámetros más relevantes en la influencia de la determinación de los mecanismos de desgaste que sufre el material, a mayor número de ciclos, mayor el daño superficial causado debido a la acción mecánica [10], los experimentos se llevaron a cabo con este número de ciclos (30.000) para generar acumulación de esfuerzos donde fuera posible evaluar el efecto de la transformación de la austenita retenida. En el ensayo se produjo óxido en la pista de desgaste, debido a un leve aumento de la temperatura en la superficie, producto de la fuerza de fricción. Este tipo de sistema presenta uno o varios mecanismos de desgaste predominantes y la evolución de cada mecanismo cambia respecto a la variación de carga.

El desgaste presentado en las cargas de 5 N (0,98 GPa) y 7 N (1,09 GPa) es muy similar, en ambos casos se presenta un mecanismo de desgaste por abrasión, con algo de adhesión (Figura 3). Cuando la carga comienza a incrementarse, una superficie dura o debris, se incrusta en la superficie deslizada más suave y produce una acción de corte, cuando esto sucede, se presenta una acción de remoción de material que tiende a presentar formas de ralladuras profundas, ocasionando deformación plástica y/o arrancando partículas duras del material que erosionan la superficie [10,11]. Cuando las capas de óxido comienzan a formarse en la superficie, dan protección al

material evaluado, reduciendo la pérdida de volumen actuando como reductores de la adherencia de la superficie con el contracuerpo [12].

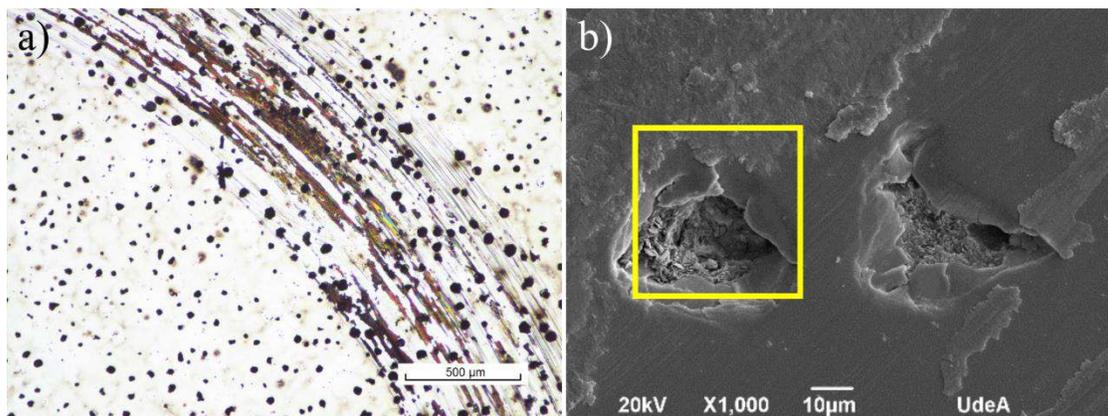


Figura 3. Mecanismo de desgaste en cargas 5 y 7N (a) Microscopía óptica y (b) SEM SE.

En la carga de 10 N (1,23 GPa) se sigue presentando desgaste por abrasión, y adhesión, mostrando la aparición de micro soldaduras locales observadas en la Figura 4b, que se forman debido a las fuerzas de adhesión resultantes del contacto deslizante del contracuerpo con la superficie del material de estudio, a medida que continúa el movimiento, las uniones aumentan su tamaño por deformación plástica. Debido a este mecanismo, se generan fragmentos (debris) desprendidos de los materiales en contacto.

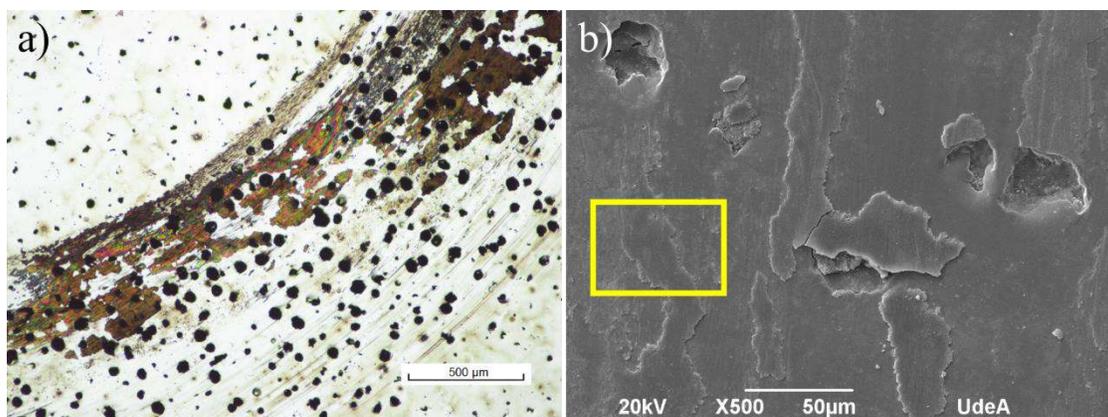


Figura 4. Mecanismo de desgaste en 10N. (a) Microscopía óptica y (b) SEM SE.

A partir de 12 N (1,31 GPa) Se sigue mostrando desgaste por adhesión y abrasión, asimismo se presenta el mecanismo de desgaste por fatiga de contacto. Este mecanismo es causado por una carga cíclica durante la fricción, que produce una acumulación de daño en la superficie del material. Las partículas del material se remueven como resultado de la formación de microgrietas que pueden conducir a la generación de picaduras o descascaramientos observadas en la Figura 5b. El desgaste del material por fatiga de contacto es insignificante a diferencia del desgaste por adhesión y/o abrasión, donde se produce causa un deterioro gradual del material desde el inicio del proceso. Por tanto, la cantidad de material removido debido a la fatiga no es un parámetro útil, es más relevante el número de ciclos necesarios para que ocurra la falla por fatiga [13]. Dicho efecto tiende a

elevarse a medida que se incrementa la carga aplicada, debido al incremento de esfuerzos en la superficie.

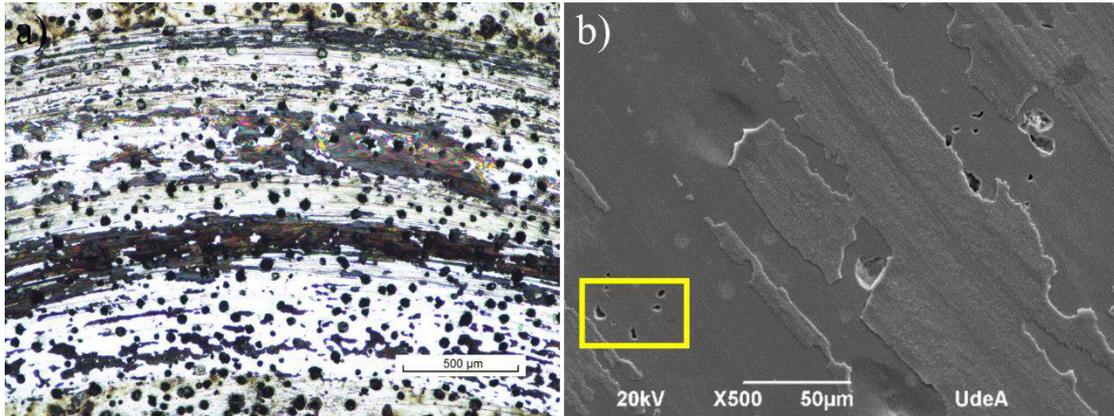


Figura 5. Mecanismo de desgaste en 12N. (a) Microscopia óptica (b) SEM SE.

Es posible evidenciar como la tasa de desgaste disminuye a partir de 12 N y tiende a estabilizarse a medida que aumenta la carga aplicada (Figura 6).

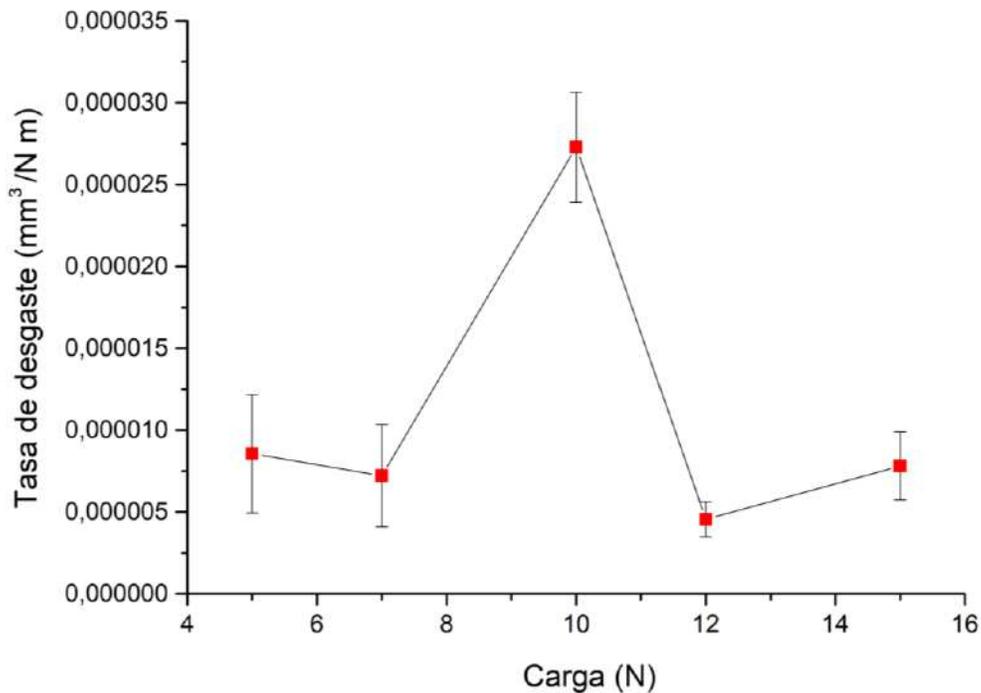


Figura 6. Tasa de desgaste vs carga aplicada.

Este fenómeno es se presenta posiblemente a que entre 10 N y 12 N se genera un esfuerzo tal, que, bajo las condiciones establecidas del ensayo, se dé la transformación de la austenita a martensita por efecto TRIP. La aparición de la martensita en la microestructura aumenta la dureza local superficial aumentando la resistencia al desgaste, mientras más carga se aplica mayor es el área en donde ocurre la transformación por lo que la tasa de desgaste se mantiene prácticamente constante. Sin embargo, es posible que las cargas utilizadas con el contra cuerpo elegido enmascaren los

resultados, ya que genera un daño severo en la superficie y se forman muchas micro soldaduras. Para afirmar si efectivamente la disminución del desgaste es debido al efecto TRIP es necesario realizar micro DRX y/o EBSD para encontrar rastros representativos de la martensita formada cerca de las huellas de desgaste.

4. CONCLUSIONES

Se estudió el comportamiento al desgaste mediante ensayos de bola en disco de un hierro nodular austemperado nanoestructurado. Se encontró que la tasa de desgaste aumenta al aumentar la carga hasta 10 N, siendo la abrasión y la adhesión los mecanismos dominantes.

A cargas mayores a 10 N hay una disminución en la tasa de desgaste que puede atribuirse a un cambio en los mecanismos de desgaste que pasan de abrasión y adhesión a abrasión, adhesión y fatiga de contacto. Además, puede haber un efecto asociado a la transformación de la austenita de alto carbono (TRIP). Esto último requiere de más análisis que queda como trabajo futuro.

5. AGRADECIMIENTOS

Agradecimientos al Comité para el desarrollo de la Investigación (CODI) de la Universidad de Antioquia por la financiación de la presente investigación a través del proyecto PRG2017-16229. A la unidad de bienestar de la facultad de ingeniería por la financiación para asistir al congreso X CIM-2019 y al grupo Gipimme por el apoyo en la realización del proyecto y la participación en el congreso. Al programa de jóvenes investigadores del CODI de la Universidad de Antioquia.

6. REFERENCIAS

- [1] J.K. Kaleicheva and V. Mishev 2018 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 295 012034.
- [2] Acosta, M. A., Martinez, M., Lopez, A. J. *El Tratamiento De Los Hierros Nodulares En El Mejoramiento De Los Materiales En La Industria Automotriz* In: 148, Sandandila, Qro, 2000.
- [3] S. Savicevic, M. Vukcevic, M. Janjic, H. Avdusinovic, A. Gigovic, and Z. Jurkovic, “*Influence of the Austempering Temperature on the Tensile Strength of the Austempered Ductile Iron (Adi) Samples.*” *Metallurgic*, vol. 56, no. 1–2, pp. 149–152, 2017.
- [4] Naranjo, A. F., Rodriguez, R., Arrovo, M. J. “*Caracterización De La Transformación Inducida Por Deformación Plástica En Aceros 0,23% C-1,11% Mn-0,23% Ni-0,68% Cr*” *Iteckne* vol.2, Bucaramanga. 2013.
- [5] W. Conshohocken, “*Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings 1,*” pp. 1–13, 2017.
- [6] Montoya, M. “*Producción De Ausferrita Nanoestructurada En Fundiciones Nodulares Sin Alear Y Aleadas Con Cobre Y Niquel*” Tesis de Ing., Universidad de Antioquia, Medellín, Colombia, 2018.
- [7] ASTM International, “*E3-11: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens 1,*” ASTM Int., vol. i, pp. 1–12, 2011.
- [8] ASTM International, “*Astm G99-17: Stand. Test Method Wear Test. with a Pin-on- Disk Appar.*” ASTM Int., vol. 05, no. 2016, pp. 1–6, 2017.
- [9] ASTM International, “*E975-13: Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation 1,*” Astm, vol. 3, no. Reapproved 2008, pp. 1–7, 2009.
- [10] Lozano, L. “*Evaluación De La Influencia De La Austenita Retenida En El Comportamiento Al Desgaste De Un Acero Bainítico Libre De Carburos*” Tesis de Ing., Universidad de Antioquia, Medellín, Colombia, 2018.

[11] A. Leiro, “*Microstructure Analysis Of Wear And Fatigue In Austempered High-Si Steels.*” 2014.

[12] Lugeno, O. “*Estudio Tribologico De Friccion Y Desgaste De Capas De Aleacion NiP*” Tesis de Ing., Escuela Tecnica Superior De Ingenieria Industrial de Barcelona, Barcelona, España, 2008.

[13] Sierra, H., Veñez, J., Herrera, C., “*Resistencia A La Abrasion De Fundicion Aleada Con Cobre Austemperada A 30°C*” Revista Dyna, Vol. 69, no. 137, pp. 51-59. 2002.