



RESISTENCIA A LA ABRASIÓN DE FUNDICIONES NODULARES AUSTEMPERADAS EN DOS ETAPAS

G. Francucci, J. Sikora y R. Dommarco

Grupo Tribología - Facultad de Ingeniería
División Metalurgia - INTEMA
Universidad Nacional de Mar del Plata
Av. J. B. Justo 4302 - B7608FDQ Mar del Plata - Argentina.
e-mail (autor de contacto): dommarco@fi.mdp.edu.ar

RESUMEN

En el presente trabajo, se hace una reseña sobre las modificaciones al ciclo térmico de austemperado que se encuentran en la literatura. También se analiza el efecto que el austemperado en dos etapas posee sobre la microestructura y las propiedades mecánicas del ADI, y en particular sobre la resistencia a la abrasión.

El material utilizado en este trabajo, fundición nodular, fue preparado a escala industrial, obteniéndose de esta manera bloques Y (ASTM A 897), a partir de los que se prepararon las probetas de laboratorio, y uñas para pala cargadora frontal, utilizadas para realizar ensayos de abrasión en campo.

Se realizó la caracterización microestructural del ADI austemperado en una y dos etapas. Se observó que el tratamiento en dos etapas refina la microestructura y aumenta la cantidad de austenita retenida, generando un aumento en las propiedades mecánicas, como la resistencia a la tracción, la tensión de fluencia, la dureza y la tenacidad al impacto.

Se realizaron ensayos de abrasión en el laboratorio y en campo para evaluar la respuesta del material a diferentes tribosistemas. En el laboratorio se realizó el ensayo de rueda de goma y arena seca, según la norma ASTM G-65. En este caso, la resistencia del material austemperado en dos etapas resultó mayor a la del material austemperado convencionalmente. Por otro lado, las uñas utilizadas en los ensayos de campo mostraron que los materiales austemperados en dos etapas, y por lo tanto de mayor dureza, poseen menor resistencia al desgaste abrasivo. En esta condición de servicio la capacidad de deformación del material se vuelve un factor importante, debido a que está sometido a abrasión severa.

ABSTRACT

The present work focuses in the study of the effect that a new two-step austempering heat treatment process, developed by Putatunda, has on the mechanical properties with emphasis on the response to the abrasive wear.

A ductile cast iron melt was prepared in an industrial facility obtaining both, Y-blocks (ASTM A 897) to be used for the laboratory tests samples, and bucket tips to perform field tests by using a wheel loader.

The results show that the two-step austempering process promotes an increase in the amount of retained austenite which in turn improves most of the mechanical properties, such as ultimate stress, yield stress, hardness and impact toughness.

Two different abrasion tests were carried out in order to evaluate the material response to different tribosystems. The dry sand-rubber wheel abrasion test (ASTM G 65) was used at the lab, where the results show better wear resistance for the two-stepped ADI in comparison with conventional ADI. On the other hand, the bucket tips tested in a more severe environment, showed an opposite tendency.



INTRODUCCIÓN

El uso de la fundición nodular (FN) se ha incrementado constantemente desde su introducción en el mercado en los años 50's, debido a los costos de producción relativamente bajos, sumado a sus muy buenas propiedades mecánicas. Posteriormente, el desarrollo de la Fundición Nodular Austemperada (ADI) en los años 70's produjo un nuevo e importante impulso en el uso de las FN, que persiste en la actualidad, gracias a la excelente combinación de resistencia y tenacidad del ADI. A finales de los años 90's, el desarrollo de las FN introdujo el uso de los espesores delgados, para incrementar la relación resistencia peso y mejorar la competitividad del material frente a las aleaciones livianas.

Durante los años noventa y hasta el presente, algunos investigadores han propuesto el uso de modificaciones al ciclo de tratamiento térmico de austemperado, con la intención de optimizar la combinación de propiedades, como por ejemplo la resistencia y la tenacidad.

Ahmadabadi et al. [1, 2] desarrollaron el "austemperado en etapas sucesivas o de alta y baja temperatura", consistente en una primera etapa a $T_{a1}=375\text{ }^{\circ}\text{C}$ con tiempos de austemperado (t_{a1}) entre 30 a 600 min, y una segunda etapa a $T_{a2}=315\text{ }^{\circ}\text{C}$ con $t_{a2} = 10$ a 104 min, obteniendo una disminución de la austenita no reactivada (UAV) en las zonas segregadas. Si bien la resistencia resultó intermedia, para las temperaturas seleccionadas, se obtuvo una mejora en la elongación y en la tenacidad al impacto. Más recientemente, Ahmadabadi y sus colaboradores [3] estudiaron el efecto que el austemperado sucesivo posee sobre las propiedades tribológicas

También Bayati et al. [4] usaron el "austemperado en etapas", la primera etapa a $T_{a1}=400\text{ }^{\circ}\text{C}$ y la segunda a $T_{a2}=285\text{ }^{\circ}\text{C}$, para promover la transformación bainítica de las zonas segregadas durante la segunda etapa. De esta manera, los autores obtuvieron una mejora significativa en la relación entre

resistencia, elongación y tenacidad al impacto del ADI aleada.

Por su parte, Hsu y Chuang [5] estudiaron la influencia del "austemperado en etapas", con una primera etapa a $T_{a1} = 360\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $t_{a1} = 8$ min y una segunda etapa a $T_{a2} = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $t_{a2} = 172$ min, sobre la tenacidad a la fractura del ADI. Se observó una matriz con más austenita retenida y una estructura más entrelazada, con respecto al austemperado convencional, con una dureza similar a la mostrada por el austemperado de baja temperatura y al mismo tiempo la tenacidad a la fractura de un ADI de alta temperatura.

También Hafiz [6, 7] trabajó con un "austemperado variable" según dos caminos. El primero enfriando a $T_{a1} \sim 320\text{ }^{\circ}\text{C}$ y luego calentando hasta $T_{a2} \sim 450\text{ }^{\circ}\text{C}$, y el segundo camino, templando hasta $T_{a1}=450\text{ }^{\circ}\text{C}$ y luego enfriando hasta $T_{a2}=320\text{ }^{\circ}\text{C}$. Esta estructura mixta, obtenida en el austemperado variable, mostró mayor elongación y tenacidad al impacto que la austemperada isotérmicamente.

Según Putatunda [8] el límite elástico del ADI depende del tamaño de las agujas de ferrita y la tenacidad a la fractura depende del parámetro $X_{\gamma}C_{\gamma}$, donde X_{γ} es el volumen de austenita y C_{γ} es el contenido de carbono de la austenita. Por lo tanto, siguiendo un ciclo de "austemperado en 2 etapas (2SADI)" capaz de modificar el parámetro $X_{\gamma}C_{\gamma}$, sería posible obtener una combinación de alta resistencia y tenacidad a la fractura.

Los resultados [9] confirmaron esta hipótesis mediante una primera etapa con un sobre-enfriamiento elevado a $T_{a1} = 260\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $t_{a1} = 5$ min, para aumentar la tasa de nucleación, y una segunda etapa (cambiando el baño de sales) a $T_{a2} = 290\text{--}400\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $t_{a2} = 2$ horas, para aumentar la difusión y el contenido de carbono de la austenita. El 2SADI mostró mayor resistencia y dureza, y una menor elongación que en el austemperado en una etapa. El 2SADI también promueve un menor exponente de endurecimiento [10] y una mayor velocidad de crecimiento de fisura en la



región umbral [11]. Yang y Putatunda [12] también estudiaron el efecto del austemperado en dos etapas sobre la resistencia a la abrasión del ADI.

Considerando el comportamiento tribológico del ADI, se observa que este material presenta en general buena resistencia al desgaste y que su comportamiento está íntimamente relacionado con el volumen de austenita presente en la matriz [13, 14], pudiendo responder bien a la abrasión, tanto de alta como de baja presión, mediante la adecuada selección de la temperatura T_a [15]. La ductilidad del material (a escala del evento tribológico) y también la transformación de austenita en martensita, juegan un papel preponderante [15, 16].

Por esta razón, se especula que aquellos ciclos de austemperado alternativos o en etapas, que promuevan un aumento en la cantidad de austenita retenida, también producirán un aumento en la resistencia a la abrasión del ADI. Con el objetivo de evaluar esta posibilidad, se eligió el proceso 2SADI propuesto por Putatunda, ya que la fracción en volumen de austenita puede incrementarse entre un 10 y un 30 %, dependiendo de la temperatura de austemperado [9].

Yang y Putatunda [12] evaluaron también el efecto del 2SADI sobre la resistencia a la abrasión del ADI, mediante el uso de un sistema pin-on-disk con un abrasivo tamaño 150, y observaron menor pérdida de peso que con el austemperado en una etapa. La pérdida de peso disminuyó alrededor de ~1% para $T_a = 340-380$ °C hasta ~5% para $T_a = 280$ °C.

Ahmadabadi et al [3] también evaluaron la resistencia al desgaste de ADI tratado mediante un ciclo de austemperado con una primera etapa de alta temperatura y una segunda a baja temperatura, en este caso utilizando un sistema pin-on-disk. Los resultados mostraron que el principal mecanismo operante fue la delaminación, y que la influencia de la microestructura, es decir mayor cantidad de austenita retenida y carbono en la austenita, promovieron un aumento del ~15% en la resistencia al

desgaste, con respecto al austemperado convencional a alta temperatura.

En base a la revisión bibliográfica realizada, el objetivo propuesto para el presente trabajo es estudiar la influencia que el proceso de austemperado en dos etapas posee sobre la resistencia a la abrasión del ADI, en dos tribosistemas diferentes. Uno de ellos es la condición de baja presión, impuesta por el ensayo de laboratorio tipo "rueda de goma y arena seca" (ASTM G 65) y el otro es la condición de alta presión observada en el ensayo en campo de uñas para cargador frontal.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Preparación de probetas. El material empleado para la preparación de probetas fue obtenido en una planta a escala industrial, utilizando un horno de inducción de 1000 Kg de capacidad y frecuencia de red. Como materiales de carga se emplearon chatarra de acero y retorno de fundición. El material fue nodulizado e inoculado siguiendo métodos convencionales, obteniéndose bloques-Y, según norma ASTM A 897. Por otro lado, utilizando la misma partida de hierro fundido, se obtuvieron doce uñas para pala cargadora frontal, de 4,5 Kg. de peso cada una, las que fueron utilizadas en los ensayos de campo.

Las probetas para ensayos de laboratorio y de campo fueron tratadas térmicamente siguiendo ciclos de austemperado convencionales de una y dos etapas, según los parámetros listados en la Tabla 1. El austenizado se realizó en horno mufla con protección sólida a $T_\gamma = 900$ °C durante $t_\gamma = 90$ min, en todas las muestras estudiadas. Para el austemperado en una etapa, se utilizó un baño de sales de 150 lts de capacidad. Para el austemperado en 2 etapas se utilizó también un segundo baño de sales de 60 lts, adaptado especialmente para el presente trabajo. El tiempo total de austemperado fue $t_a = t_{a1} + t_{a2} = 120$ min.

La identificación de las probetas en los estados bruto de colada y tratadas térmicamente se lista en la Tabla 1.



Caracterización Microestructural. La composición química de las coladas fue determinada mediante un espectrómetro de emisión óptica con excitación por chispa marca Baird. Los valores reportados resultan del promedio de tres determinaciones. La preparación de las probetas metalográficas se llevó a cabo mediante técnicas convencionales de corte, desbaste y pulido, y el ataque metalográfico con Nital 2%. Para determinar la cantidad de austenita retenida presente en el material luego de los tratamientos térmicos, se efectuó el análisis de difractogramas de rayos-X, obtenidos mediante un goniómetro marca Philips, con el tubo operando a 40 KV y 30

mA. Se empleó radiación Co K α y el barrido se efectuó para ángulos 2 θ comprendidos entre 48° y 54°, con una velocidad de recolección de datos de 1°/minuto.

Ensayos Mecánicos. La dureza Brinell de las probetas fue determinada empleando una bolilla de carburo de tungsteno de 2,5 mm de diámetro y una carga de 187,5 Kg (HBW2,5/187,5).

Se realizaron ensayos de tracción siguiendo los procedimientos especificados en la norma ASTM E 8M – 04, a una velocidad de deformación constante menor a 10⁻⁴ mm/seg.

TABLA 1. Identificación de las muestras y parámetros de tratamiento térmico.

Identificación	Tipo de Trat. Térmico	Temp. Austeniz. T γ - °C	Parámetros de Austemperado Temp - °C / tiempo - min	
			Primera Etapa Ta ₁ /ta ₁	Segunda Etapa Ta ₂ /ta ₂
ADI 260	Una etapa	920	260 / 120	
ADI 280	Una etapa		280 / 120	
ADI 320	Una etapa		320 / 120	
ADI 360	Una etapa		360 / 120	
2SADI 280	Dos etapas		260 / 6	280 / 120
2SADI 320	Dos etapas		260 / 6	320 / 120
2SADI 360	Dos etapas		260 / 6	360 / 120

Se utilizó una máquina de ensayos universal marca Mohr y Federhaff, de 40 toneladas de capacidad máxima. Los valores de tensión de rotura σ_{rot} (MPa), tensión de fluencia $\sigma_{0,2}$ (MPa) y la elongación a la rotura δ (%) reportados se obtuvieron como un promedio de cuatro mediciones.

Los ensayos de impacto fueron realizados empleando un péndulo Charpy, marca Amsler, modelo 130/688, utilizando una velocidad de impacto de 5 m/s. El ensayo se realizó a temperatura ambiente (20 °C), sobre probetas sin entalla. El ensayo se llevó a cabo de acuerdo con la norma ASTM E 23. Se realizaron cuatro ensayos de impacto para cada tratamiento realizado.

La resistencia a la abrasión de las probetas fue evaluada en laboratorio,

utilizando un equipo tipo rueda de goma y arena seca (ASTM G 65). El índice de Resistencia Relativa al Desgaste – E, fue obtenido mediante la relación entre la pérdida de volumen de muestras de acero SAE 1010, empleadas como material de referencia (ΔV_R), y la de las muestras de 2SADI (ΔV_S), de acuerdo con la Ecuación 1. Los valores de pérdida de peso fueron determinados mediante una balanza con una aproximación de 0,001 grs, y luego convertidos a pérdida de volumen empleando la densidad del material ($\delta=7,1$ gr/cm³), que fue medida sobre bloques rectificadas calibrados.

$$E = \frac{\Delta V_R}{\Delta V_S} \quad \text{ECUACIÓN 1}$$



Para el estudio del material en servicio, se utilizaron uñas de pala mecánica, montadas en máquinas Caterpillar 924F que posee un balde de 3 m³ de capacidad y un motor de 140 HP de potencia. La pérdida de peso de las uñas no es uniforme y depende de la posición de éstas en el balde. Por lo tanto, para eliminar la influencia de esta variable, las uñas estudiadas se ubicaron en las posiciones centrales del balde, siendo además las que sufren la sollicitación más severa. En cada máquina se montaron dos uñas, una de referencia de ADI 280 y otra de 2SADI. Los ensayos de campo consistieron en el pesaje periódico de las uñas, utilizando una balanza portátil con fuente de energía propia, de 6 Kg de capacidad máxima y una aproximación de 1 gr. El proceso implica el desmontaje, limpieza y pesaje de las uñas. El desgaste relativo, se calculó a través del cociente entre la pérdida de volumen de las uñas patrón y la de las uñas de ADI austemperadas en dos etapas (Ecuación 1).

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Determinación de la Composición Química. Los valores de composición química se listan como porcentaje en peso en la Tabla 2. Los elementos de aleación buscan mejorar la austemperabilidad del material, ajustándose a un diámetro equivalente de 25 mm, y también promover la micro-segregación.

TABLA 2. Composición química del material empleado (% peso).

C	Si	Mn	S
3,5	3,0	0,4	0,03
P	Cu	Ni	Mo
0,03	1,0	0,3	0,2

Determinación del Tiempo de Primera Etapa (ta1). Se prepararon dos juegos de probetas para evaluar la variación de la dureza del material para diferentes tiempos de la primera etapa de austemperado, ta₁. Los valores de ta₂

surgen de un tiempo total de austemperado $t=ta_1+ta_2=120$ min.

La dureza se mantuvo relativamente constante, manifestando un incremento para $ta_1 > 4$ min. Estos resultados, junto con el valor para ta₁ propuesto por Putatunda, determinaron que para el presente trabajo se utilizara una duración de primera etapa ta₁=6 min.

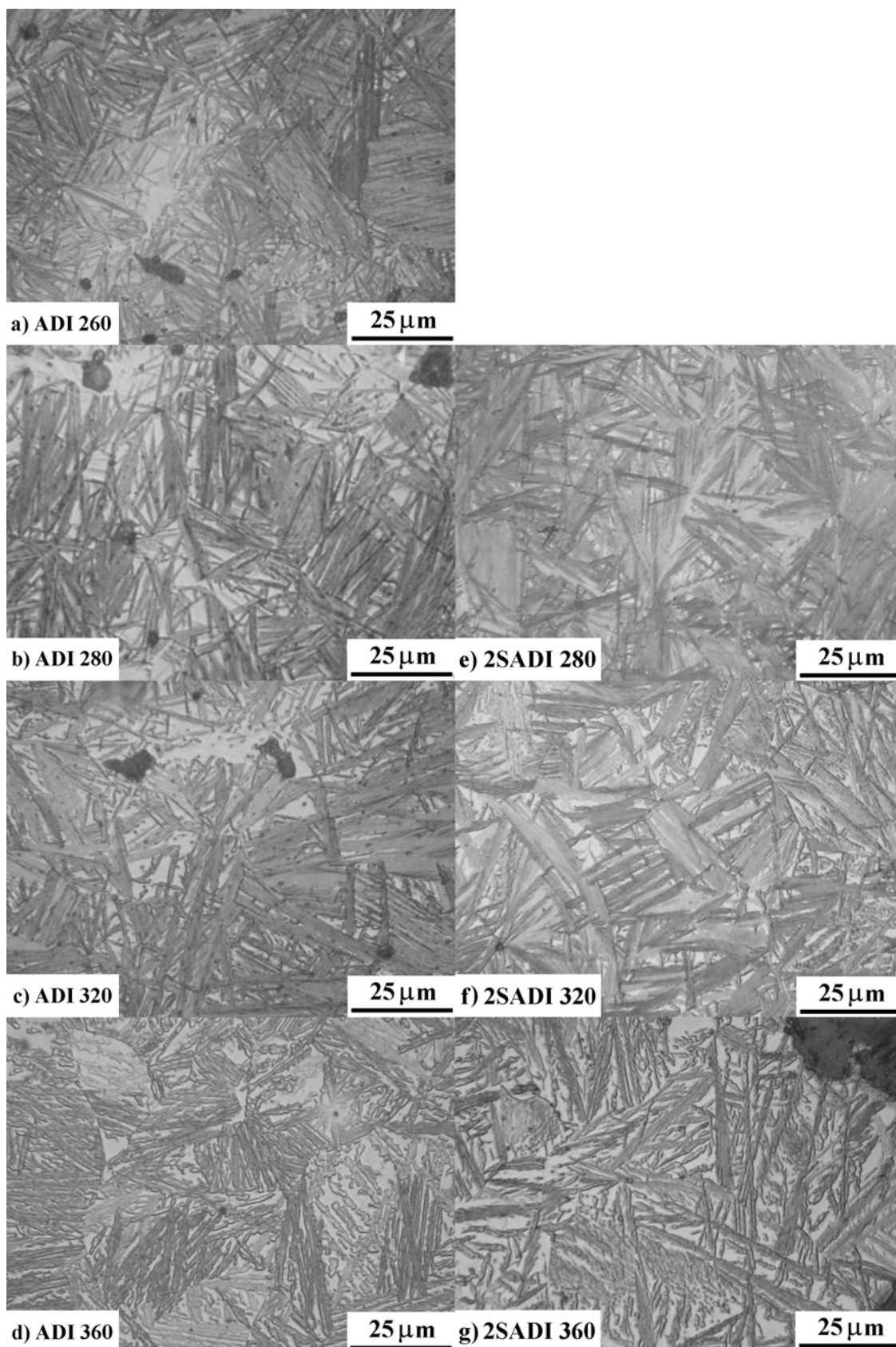
Microestructura. La Figura 1 muestra la microestructura correspondiente al ADI y al 2SADI. Las microestructuras resultaron las típicas para el austemperado, con una apariencia acicular de la ferrita para las temperaturas bajas (Ta = 280 °C) Fig.1a) y una morfología plumosa para los valores de Ta más elevados, Fig.1d) (Ta = 360 °C). También se observa la presencia de zonas claras o blancas donde la transformación no ha avanzado (ausencia de agujas o plumas de ferrita), que corresponden a la austenita no transformada (UAV). Estas regiones coinciden con la regiones últimas en solidificar, por efecto de la micro-segregación, que hace más estable a la austenita a temperatura ambiente.

La Tabla 3 lista los valores de austenita retenida medidos para las diferentes variantes de ADI y 2SADI.

TABLA 3. Austenita retenida del ADI y del 2SADI.

Temp. Austemp. Ta o Ta₂ - °C	Austenita Retenida - %	
	ADI	2SADI
260	23,0	---
280	22,6	23,8
320	27,5	28,9
360	39,0	40,7

FIGURA 1. Microestructura del austemperado en 1 etapa, a) ADI 260, b) ADI 280, c) ADI 320 y d) ADI 360, y en 2 etapas 2SADI, e) 2SADI 280, f) 2SADI 320 y g) 2SADI 360.



Propiedades Mecánicas. Los resultados de los ensayos de tracción se listan en la Tabla 4, como el promedio de tres probetas. Existe una diferencia pequeña entre el ADI y el 2SADI cuando se comparan tanto la tensión de rotura como el límite elástico de las distintas variantes de material. Al considerar la elongación, las variantes 2SADI mostraron menor deformación a la rotura que las de ADI.

La variación de dureza se con la temperatura se lista en la Tabla 5, mostrando un aumento cuando la temperatura T_a disminuye, lo cual está de acuerdo con lo observado para la resistencia del material.

La tenacidad al impacto, cuyos valores se listan en la Tabla 5, fue obtenida del promedio de cuatro probetas por variante de material. La respuesta del material fue la comúnmente observada para el ADI, es decir, un aumento de la tenacidad del material cuando la temperatura de austemperado aumenta. Sin embargo, cuando a partir de los resultados de resistencia, ductilidad y dureza del material, sería esperable que el 2SADI posee una menor tenacidad al impacto, sorprendentemente se observó una mayor tenacidad al impacto del 2SADI respecto del ADI, para todas las temperaturas de austemperado evaluadas.

Ensayos de abrasión. En los ensayos de laboratorio, se observó que la resistencia a la abrasión aumenta cuando la temperatura de austemperado disminuye, es decir, cuando

aumenta la dureza, tanto para el ADI como para el 2SADI, Figura 2. Al igual que en otras propiedades evaluadas, los valores de E obtenidos para el 2SADI fueron mayores que los de ADI a las distintas temperaturas evaluadas. En el caso de la resistencia a la abrasión, este incremento fue superior al reportado por otros autores.

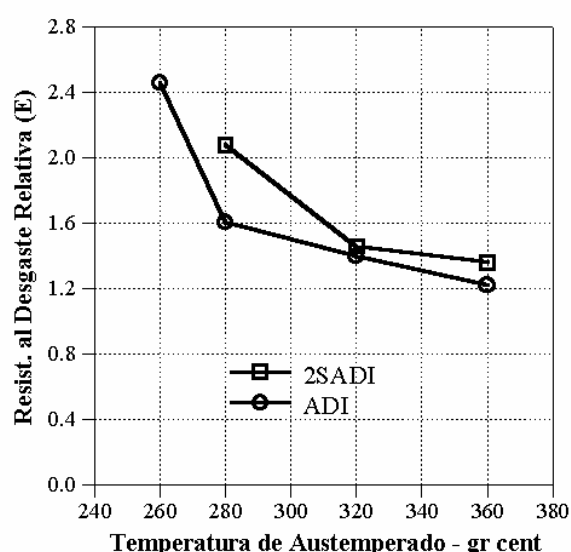


FIGURA 2. Resistencia al desgaste relativo de las variantes de ADI y 2SADI ensayadas.

Los resultados correspondientes a los ensayos de campo (Figura 3) muestran que, a diferencia de lo observado en los ensayos de laboratorio, el material austemperado a mayor

TABLA 4. Resultados de los ensayos de tracción con los valores σ_{n-1} entre paréntesis.

Temp. Austemp- °C	Límite Elástico $\sigma_{0,2}$ - MPa		Tensión de Rotura σ_{rot} - MPa		Elongación - %	
	ADI	2SADI	ADI	2SADI	ADI	2SADI
260	1185 (75)	---	1431 (4.9)	---	2,5 (0)	---
280	1102 (90)	1139 (55)	1408 (32)	1512 (45)	4,0 (0,9)	3,4 (0,3)
320	982 (23)	989 (70)	1255 (49)	1296 (65)	4,6 (0,5)	4,8 (0,7)
360	715 (50)	717 (55)	1035 (70)	1058 (22)	6,9 (1,2)	5,1 (1,2)

TABLA 5. Dureza y tenacidad al impacto de las variantes de ADI y 2SADI (σ_{n-1}).

Ta	Dureza – HBW _{2,5/187,5}		Tenacidad al Impacto – Joules	
	ADI	2SADI	ADI	2SADI
260	498 (9.1)	40 (2.0)	40 (2.0)	---
280	456 (6.3)	46 (3.9)	46 (3.9)	59 (8.3)
320	420 (4.5)	65 (5.0)	65 (5.0)	72 (8.9)
360	356 (2.3)	74 (4.3)	74 (4.3)	82 (5.7)

temperatura, presenta mayor resistencia a la abrasión. Esta situación, contraria a lo esperado en relación a la dureza de las muestras, tiene su origen en la diferencia de sollicitación existente entre los ensayos de laboratorio y los de campo. Los primeros son generalmente considerados como de baja presión y los segundos como de alta presión. Probablemente, estos resultados se deban a que en los casos de abrasión severa (ensayos de campo), los materiales con mayor capacidad de deformación se comportan mejor que los materiales de mayor dureza, y por lo tanto menos dúctiles. Resultados similares fueron obtenidos en uñas de ADI austemperadas en el intervalo $T_a=240-300\text{ C}$ [15]

CONCLUSIONES

Si bien los resultados obtenidos en la caracterización de la microestructura no mostraron cambios contundentes, tanto la microscopía óptica como la difracción por rayos X presentaron tendencias similares. El análisis cualitativo de la microestructura al microscopio óptico mostró una tendencia del 2SADI a presentar una microestructura más fina y con menor cantidad de austenita no transformada que el ADI.

El 2SADI presenta una microestructura mixta, con características de austemperado a baja y alta temperatura. Las propiedades mecánicas medidas a través del ensayo de tracción, mostraron aumentos leves en $\sigma_{0,2}$ y $\sigma_{0,2}$, y como consecuencia de esto una disminución de δ . Este comportamiento también se ve reflejado en la mayor dureza de las variantes 2SADI lo que se atribuye tanto al refinamiento de la microestructura como a un mayor contenido de

carbono en la austenita, producido por la incorporación de la primera etapa de austemperado. Basado en estos resultados, es de esperar una disminución de la tenacidad al impacto, sin embargo, esta propiedad aumento a todas las temperaturas de austemperado evaluadas. Este aumento en la tenacidad del material, se atribuye a la menor cantidad de austenita no transformada (austenita no reactivada), y por lo tanto, a una mayor cantidad de austenita reactivada, así como también al mayor contenido de carbono en la austenita del 2SADI.

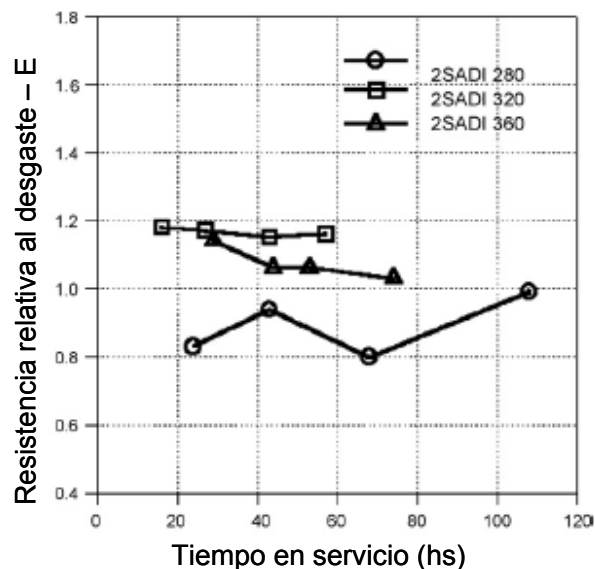


FIGURA 3. Resistencia relativa al desgaste de las uñas de pala mecánica en servicio.

Como en otras propiedades evaluadas, se obtuvo el mayor incremento en la resistencia a la abrasión en ensayos de laboratorio para la variante 2SADI 280, mostrando una mejora significativa, mayor al 25%, respecto del ADI 280. La respuesta del



material en este caso, se atribuye al concepto de que un aumento de dureza promueve un aumento en la resistencia a la abrasión y, a la vez, indica el tipo de tribosistema bajo el cual el 2SADI presenta la mayor resistencia a la abrasión.

Los ensayos de campo mostraron que los materiales austemperados a mayor temperatura y, por lo tanto, de menor dureza, poseen mayor resistencia al desgaste abrasivo, ya que en este caso la abrasión es del tipo de alta presión. En esta condición de servicio la capacidad de deformación del material se vuelve un factor importante, por lo que el 2SADI 280 mostró menor resistencia a la abrasión que el ADI 280 usado como referencia, mientras que el 2SADI 360 (de menor dureza) tuvo una performance superior al ADI 280.

Al analizar tanto las características microestructurales (matriz y γ ret) como las mecánicas (σ rot, HBW, E, etc.), se observó que la presencia de una primera etapa es más significativa en el austemperado de baja temperatura ($T_a < 300^\circ\text{C}$) que en el de alta temperatura ($T_a > 300^\circ\text{C}$).

REFERENCIAS

- [1] Effects of successive-stage austempering on the structure and impact strength of high-Mn ductile iron, M. Nili Ahmadabadi, T. Ohide, E. Niyama, *Cast Metals*, 5, 2 (1992) 62-72.
- [2] Structural control of 1% Mn ADI aided by modeling of microsegregation, M. Nili Ahmadabadi, E. Niyama, T. Ohide, *AFS Transactions*, 102 (1994) 269-278.
- [3] Effects of successive austempering on the tribological behavior of ductile cast iron, M. Nili Ahmadabadi, H. M. Ghasemi, M. OsiaWear, 231 (1999) 293-300.
- [4] Stepped heat treatment for austempering of high manganese alloyed ductile iron, H. Bayati, R. Elliot, G. W. Lorimer, *Materials Science and Technology*, 11 (1995) 1007-1013.
- [5] Influence of stepped austempering process on the fracture toughness of austempered ductile iron, Cheng-Hsun Hsu, Tao-Liang Chuang, *Met. and Mat. Transactions A*, 32 (2001) 2509-2513.
- [6] Mechanical properties of SG-iron subjected to variable and isothermal austempering temperatures heat treatment, M. Hafiz, *Materials Science and Engineering A*, 340 (2003) 1-7.
- [7] Influence of heat treatment parameters in a variable austempering temperature process on mechanical properties and fracture of SG-iron, M. Hafiz, *AFS Transactions*, 111 (2003) 03-035.
- [8] Development of austempered ductile cast iron (ADI) with simultaneous high strength and fracture toughness by a novel two-step austempering process, S. K. Putatunda, *Materials Science and Engineering A*, 315 (2001) 70-80.
- [9] Improvement in strength and toughness of austempered ductile cast iron by a novel two-step austempering process, J. Yang, S. K. Putatunda, *Materials and Design*, 25 (2004) 219-230.
- [10] Influence of a novel two-step austempering process on the strain-hardening behavior of austempered ductile cast iron (ADI), J. Yang, S. K. Putatunda, *Materials Science and Engineering A*, 382 (2004) 265-279.
- [11] Near threshold fatigue crack growth behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process, J. Yang, S. K. Putatunda, *Materials Science and Engineering A*, 393 (2005) 254-268.
- [12] Effect of microstructure on abrasion behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process, J. Yang, S. K. Putatunda, *Materials Science and Engineering A* 406 (2005) 217-228.
- [13] *Ductile Iron Data for Design Engineers*, QIT-Fer et Titane Inc. (1990) Chap.IV, pp. 1-33.
- [14] Abrasion resistance of austempered ductile iron, W.S. Zhou, D.Q. Zhou, S.K. Meng, *Cast Metals* 6 (1993) No.2, pp. 69-75.
- [15] The use of ductile iron for wheel loader bucket tips, R. Dommarco, I. Galarreta, H. Ortíz, P. David, G. Maglieri, *Wear*, 249 (2001) 100-107.
- [16] The abrasive wear behaviour of austempered spheroidal cast irons, S. Shepperson, C. Allen, *Wear*, 121 (1988) 271-287.