



Transformación martensítica mediante deformación en frío de fundiciones nodulares austemperadas

L. Navea¹, R. Mannheim², J. Garín²

1 Departamento de Metalurgia, Universidad de Atacama, Copiapó, Chile

2 Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile, Santiago, Chile

E-mail: Inavea@uda.cl (L. Navea)

Resumen

En los últimos años las fundiciones nodulares austemperadas (fundiciones ADI) han experimentado un notable avance en el mundo industrializado, transformándose en un material de ingeniería altamente competitivo debido a su notable combinación de propiedades mecánicas y costos de fabricación. Estas cualidades se deben a la presencia de la fase austenita retenida, pero esta fase es susceptible de trasformarse en martensita bajo la acción de esfuerzos. El objetivo de este trabajo es estudiar el cambio de microestructura de una fundición ADI austemperada a 300, 360 y 410 °C, cuando son sometidas a deformación plástica unidireccional. La cuantificación de fases se realizó mediante difracción de rayos X y el estudio metalográfico mediante microscopía óptica y electrónica de barrido. Podemos concluir de los resultados obtenidos, que solo hay trasformación martensítica, mediante deformación en frío, cuando la temperatura de austemperado fue de 410°C, esta nueva fase es una estructura muy fina que solo es detectada por difracción de rayos X.

Palabras claves: Fundición nodular austemperada, transformación martensítica, deformación en frío, austenita retenida.

Abstract

In the last years the austempering nodular iron (ADI) has experimented a successful progress in the industry world, converting in engineering materials high competitive due the combination of mechanical properties and price of manufacture. This aspects are the presence of retained austenite, but fase it is possible to transform to martensite under stress. The objective of this work is study the change of microstrucutre of austempering nodular iron (ADI) for three austempering transformation temperatures, 300, 360 and 410 °C, when are put under plastically deformed. The quantification of fase was done by X-Ray and the metallographic study by optic and scanning electron microscopy. It is possible to say as conclusions that from the result obtained only there is martensitic transformation when is cold deformed and the austempering temperature was 410 °C, this new fase is thickness structure only measured by X-Ray.

Keyword: Austempering ductile iron, martensite transform, deformed, retained austenite

1. Introducción

Las fundiciones nodulares austemperadas poseen propiedades mecánicas más superiores que otros miembros de la familia de las fundiciones nodulares en lo que se refiere a maquinabilidad, resistencia a la tracción, resistencia al desgaste, tenacidad y ductilidad. Además, dependiendo de las condiciones del tratamiento de austemperado, se pueden obtener fundiciones ADI con propiedades mecánicas que son superiores al aluminio fundido y forjado y también a muchos aceros de baja aleación, Rundman (1991) Shih et al. (1991) Burker et al (1998) Mondaca et al (1998) Garin et al (2000) Las notables propiedades de la fundición ADI son consecuencia de su estructura que está compuesta de nódulos de grafito y placas de ferrita acompañada de cantidades variables de austenita estabilizada con total ausencia de carburos. La estructura cúbica de cara centrada de la austenita es responsable de la excelente ductilidad y tenacidad de las fundiciones ADI, mientras que la fina dispersión de ambas fases, ferrita y austenita, permiten explicar la alta resistencia de la aleación Jagadeesha, Venugopalan (2000). El tratamiento de austemperado consiste de un ciclo térmico constituido por tres etapas: la primera de austenizado, que consiste en calentar hasta una temperatura dentro del rango austenítico, entre 870 y 960 °C, manteniéndose entre 1 a 3 hrs. para lograr una adecuada homogenización de la estructura austenítica, con un contenido de carbono controlado y homogéneo. Luego una etapa de templado hasta la temperatura de austemperado, lo suficientemente rápido como para evitar la transformación de productos de alta temperatura y finalmente el austemperado que consiste de un mantenimiento isotérmico en el rango de temperaturas comprendidas entre 200 y 400 °C con el objetivo de lograr en la matriz una microestructura particular, consistente en austenita de alto carbono y ferrita acicular, denominada ausferrita. La presencia de cantidades significativas de silicio en las fundiciones nodulares es responsable de suprimir la inmediata formación de carburos

de hierro en beneficio de producir el producto intermedio, ausferrita, Nofal et al. (2002)

A pesar que la austenita retenida es una fase estable a temperatura ambiente, la martensita puede ser inducida durante deformación plástica de la austenita, esta transformación posee a menudo un carácter explosivo y tiene asociado un gran cambio de volumen, presentando una gran histéresis térmica. La martensita, producto de la deformación, es una estructura tetragonal distorsionada de cuerpo centrado, dura y frágil, que altera marcadamente la ductilidad, la resistencia a la tracción y al desgaste de las ADI Garin, Mannheim (2003) Vuorinen (1998) El presente trabajo tiene como objetivo estudiar el cambio de microestructura de una fundición ADI, tratada térmicamente a distintas temperaturas de austemperado, cuando se someten a deformación mediante laminación en frío unidireccional, empleando técnicas de análisis de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X para identificación y cuantificación de las fases presentes en el material.

I presente trabajo tiene como objetivo estudiar el cambio de microestructura de una fundición ADI, tratada térmicamente a distintas temperaturas de austemperado, cuando se someten a deformación mediante laminación en frío

2. Procedimiento experimental

Las probetas utilizadas se fabrican a partir de una fundición nodular fabricada con acero laminado de bajo contenido de manganeso, la confección del molde de arena tipo Y de ½ pulg. se realizó según la norma ASTM A 395. La fusión de las materias primas, se realizó en un horno de inducción INDUCTOTHERM con revestimiento de alúmina monolítica cuya capacidad es de 27 Kg. de aleación. La composición de la fundición nodular analizada mediante un espectrómetro de emisión óptica marca SPECTROLAB, se indica en tabla 1.

Tabla 1 Composición química, Fundición nodular (%).

Fe	C	Si	Mn	P	Mo	Mg
93,5	3,4	0,4	0,0	0,1	0,1	0,1
5	9	0	2	0	0	2

El tratamiento térmico consistió en una primera etapa de austenización, en un horno tubular con atmósfera controlada de argón a 910 °C, durante 80 min y posteriormente una etapa de austemperado en un baño de sales a 300, 360 y 410 °C con tiempos variables entre 7,5 min y 90 min. Luego las probetas fueron rápidamente enfriadas en agua a temperatura ambiente para detener la transformación isotérmica.

Las probetas se prepararon metalográficamente, para su análisis microestructural y difracción de rayos X, con una etapa de lijado que incluyó lijas desde la 120 a la 1.500 y posteriormente una etapa de pulido a espejo con paño 1, 2 y 3, utilizándose alúmina, cuyos tamaños fueron de 1 µm, 0,1 µm y 0,01 µm respectivamente. El reactivo de ataque utilizado fue Nital al 2% y el tiempo de ataque fue de 12 seg.

La deformación en frío se realizó en un laminador de rodillos. El porcentaje de reducción fue de alrededor de un 2% por paso, hasta completar un 26% de deformación. En cada paso de laminación, las probetas fueron sometidas a difracción de rayos X, microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido para determinar la ocurrencia de la transformación martensítica por deformación.

La caracterización metalográfica de las probetas se realizó en un microscopio óptico marca Zeiss, modelo AXIOTECH y en un microscopio electrónico de barrido marca JEOL, con una resolución máxima de 4 nm En modo S.E.I.

La cuantificación de fases se realizó mediante difracción de rayos X, se utilizó un difractómetro marca SIEMENS D500 con radiación característica de cobre y monocromador de grafito) y los algoritmos PROFILE, LATTICE y LAZY-PULVERIX.

3. Resultados

En la figura 1 se comparan los máximos de intensidad, correspondiente al plano (111) de la fase austenita y al plano (110) de la fase ferrita, en función de la temperatura de austemperado. Como se aprecia, a medida que la temperatura de austemperado aumenta, aumenta también el porcentaje de austenita retenida.

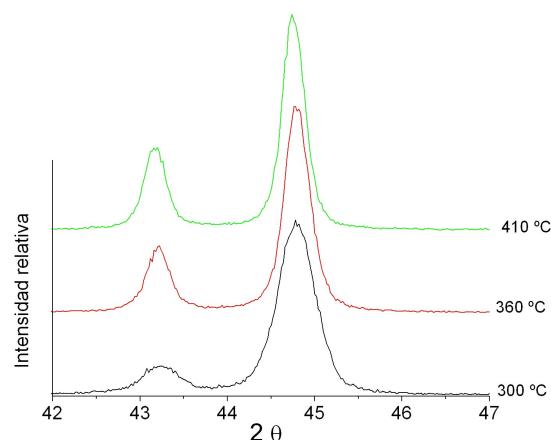


Figura 1. Difractogramas de probetas ADI, temperaturas de austemperado de 300 °C, 360 °C y 410 °C.

La tabla 2 entrega la cuantificación de fases de la austenita retenida y el contenido de carbono de esta fase para las tres temperaturas de austemperado. Contrario a lo que ocurre con el porcentaje de austenita retenida, el contenido de carbono disminuye en la austenita a medida que aumenta la temperatura de austemperado.

Tabla 2 Fracción de austenita retenida y contenido de carbono de la fase austenita en función de la temperatura de austemperado.

Temperatura (°C)	Austenita (%)	Contenido de C en austenita (%)
300	18,57	1,95
360	28,53	1,86
410	36,63	1,78

En la figura 2 se muestran tres micrografías características de la fundición nodular austemperada para las tres diferentes temperaturas de austemperado. El grafito es nodular tipo I con una densidad de nódulos de 125 nod/mm² y con porcentajes de nodularidad entre 95 y 100 %.

En estas metalografías se puede apreciar que las agujas de ferrita son de mayores grosos a medida que la temperatura de austemperado es mayor, además en la metalografía c de la figura 1 se observa una matriz más definida y con mayor porcentaje de austenita retenida que las probetas tratadas a 300 y 360 °C; se observa también que con la disminución de la temperatura de austemperado, aumenta la cantidad de ferrita, mostrando una microestructura típicamente bainítica, similar a la presentada en los aceros.

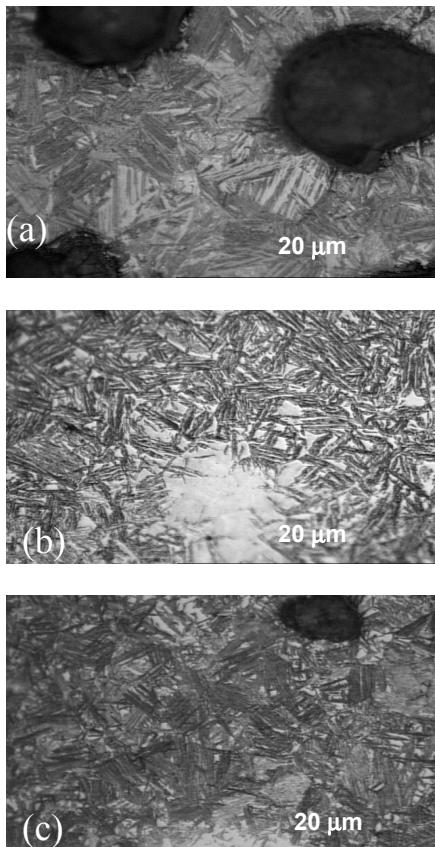


Figura 2: Microestructura fundición nodular, atacada con Nital al 2%, 1000X (a) 300 °C (b) 360 °C (c) 410°C

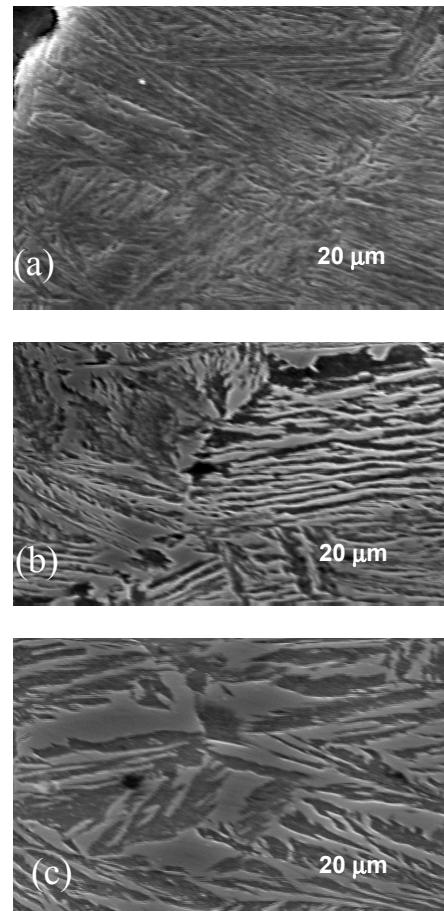


Figura 3. Micrografías probeta ADI, 10000X
(a) 300°C(b) 360°C (c) 410C

La figura 3 muestra tres micrográficas obtenidas mediante microscopía electrónica, donde se observa con mayor resolución (10.000X) la variación del tamaño de las placas de ferrita, el espesor de éstas varia aproximadamente entre 0,1 y 2 μm dependiendo de la temperatura de austemperado. Podemos observar en la figura 3.a que no se aprecian áreas de austenita retenida entre las placas de ferrita para la resolución utilizada

Los difractogramas de la figura 4 muestran la variación del plano (111) de la fase austenita retenida y del plano (110) de la fase ferrita en función del porcentaje de deformación para las tres temperaturas de austemperado utilizadas en el presente estudio.

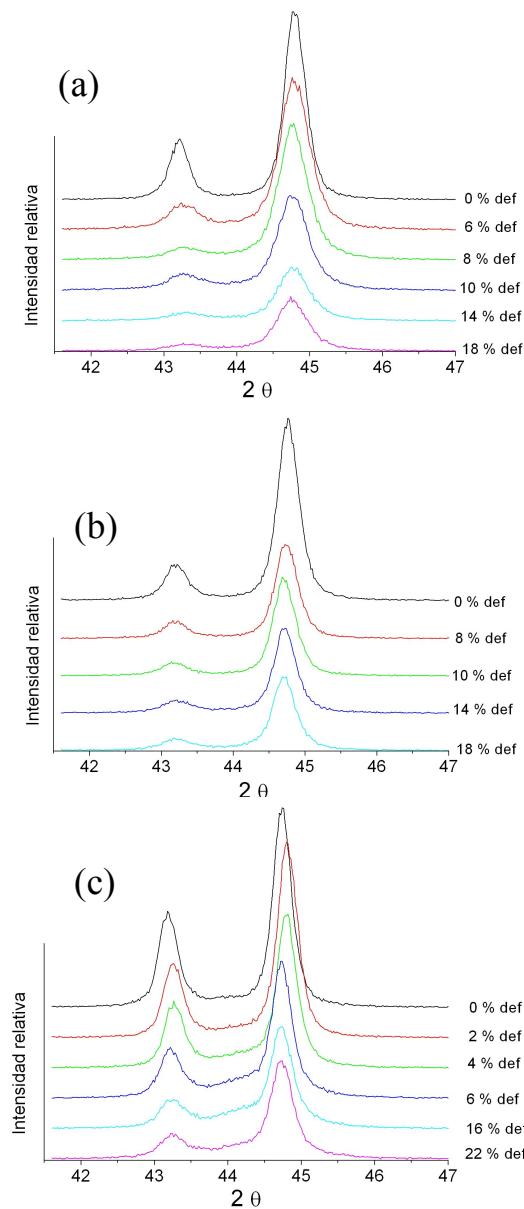


Figura 4 Difractogramas de probetas ADI deformadas, temperaturas de austemperado (a) 300 °C, (b) 360 °C (c) 410 °C.

Como se puede observar, no hay evidencia de transformación de fases cuando la temperatura de tratamiento es inferior a 410 °C y esto se debe principalmente a la estabilización de la fase austenita retenida, debido al porcentaje de carbono (ver tabla 2) y a la estabilización física producida por el poco espaciado entre las placas de ferrita (figura 3). La transformación de austenita a placas de ferrita es un proceso de nucleación y crecimiento gobernado termodinámicamente por la diferencia de temperatura de

austenitación y de austemperado, cuando mayor es esta diferencia de temperatura, mayor es la fuerza impulsora para la nucleación de placas de ferrita y por lo tanto mayor es la reyección de carbono desde la ferrita hacia la austenita circundante, esta austenita de mayor porcentaje de carbono está más estabilizada mecánicamente que la austenita de menor porcentaje de carbono.

La tabla 3 entrega la cuantificación de fases de las probetas tratadas térmicamente a 410 °C, se aprecia que a mayor porcentaje de deformación, aumenta la cantidad de martensita trasformada por deformación, hasta un valor límite, este valor límite o de saturación, se produce debido a que la laminación produce microdeformaciones a nivel atómico, impidiendo el movimiento de átomos necesarios para transformar una estructura austenítica, cúbica centrada en las caras en una estructura martensítica, tetragonal centrada en el cuerpo.

Tabla 3 Cuantificación de fases de probetas ADI deformadas desde 0 a 26%, Tº austemperado 410°C.

% def	Cuantificación de fases (%)			
	Grafito	Ferrita	Austenita	Martensita
0	9,45	52,2	34,8	3,6
2	9,45	55,6	31,2	3,8
4	9,45	56,8	30,2	3,6
6	9,45	54,5	29,2	6,9
8	9,45	55,3	27,8	7,5
10	9,45	56,7	23,7	10,2
12	9,45	54,8	24,5	11,3
14	9,45	53,7	20,7	16,2
16	9,45	52,6	20,1	17,9
18	9,45	52,9	18,6	19,1
20	9,45	53,1	17,8	19,7
22	9,45	54,1	15,9	20,6
24	9,45	54,6	15,6	20,6
26	9,45	55,4	14,9	20,3

La microscopía óptica permite detectar grietas y pérdida de la esfericidad de los nódulos, como se muestra en figura 5, donde se observan metalografías de las probetas ADI tratadas a 410 °C y con distintos porcentajes de deformación.

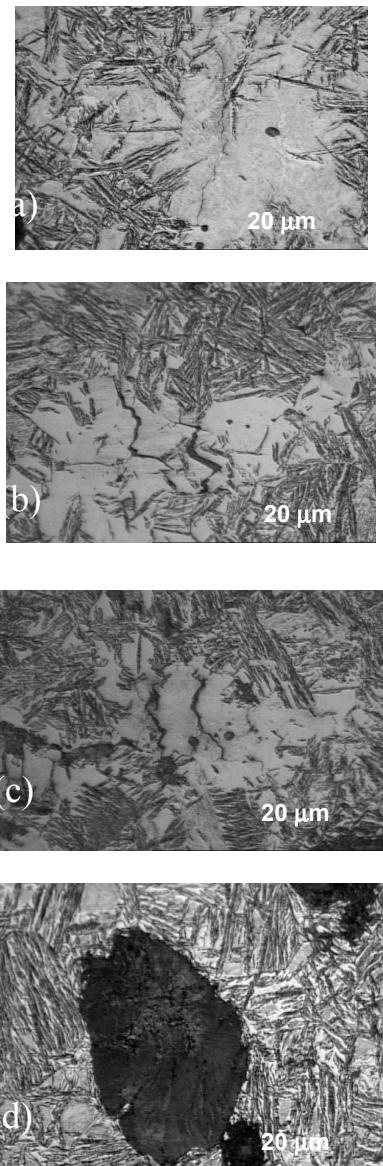


Figura 5 Microestructura de ADI obtenidas a 410 °C, 1000 X, porcentajes de deformación: (a) 8 % (b) 22% (c) 24% (d) 26%

No es posible detectar mediante esta técnica la transformación martensítica ya que esta fase son placas macladas muy finas que se encuentran al interior de las zonas austeníticas.

4. Conclusiones

De acuerdo a los objetivos planteados en este trabajo, podemos obtener las siguientes conclusiones: El fenómeno de transformación

martensítica inducida por deformación es posible si el proceso de austemperado se realiza a temperaturas sobre 400 °C. Mientras más baja sea la temperatura de austemperado, menor es el porcentaje de austenita retenida y mayor es el contenido de carbono en esta fase. La estabilización de la austenita debido al mayor porcentaje de carbono impide la transformación martensítica por deformación. La deformación plástica en las fundiciones ADI produce una disminución de la cantidad de austenita estabilizada, debido a la transformación de esta fase en martensita. La difracción de rayos X es una poderosa herramienta en la cuantificación de componentes microestructurales de las fundiciones austemperadas, ya que la presencia de martensita no siempre se puede revelar por microscopía óptica o electrónica de barrido.

5. Referencias

- Burker, C. M., Moore, D. J., Rundman, K. B. (1998) AFS Transactions, 106, 91-97
- Jagadeesha A, Venugopalan D., (2000) Microstructural Development and Austempering Kinetics of Ductile Iron During Thermomechanical Processing, Metallurgical and Materials Transactions A, 31 A, 2575-2585
- Garin J, Mannheim R. (2003) Strain-induced martensite in ADI alloys, Journal of Materials Processing Technology, 143, 347-351
- Garin, J. L., Mannheim R, 2000) Metallkd, 91, 842
- Mondaca O. J, Spicacci R. H, Sikora J. A, (1998) Machinability of austempered ductile iron, AFS Transactions, 10, 39 – 45
- Nofal, A. A, Nasr El-Din H, Ibrahim M. M, (2002) Cold rolling of austempered ductile iron, Sience and Processing of Cast Iron.
- Rao, P. P., Putatunda S. K., (1997) Metallurgical and Materials Transactions A, 28A , 1457-1470.
- Rundman K, (1991) Proceeding of the World Conference on Austempered Ductile Iron.
- Shih, T. S. et al. (1991) AFS Transactions, 99, 793-808
- Vuorinen J.J. (1998) Strain Hardening Mechanism and Characteristics of Austempered Ductile Iron, AFS Transactions, 100, 91-97.