

## CARACTERIZACIÓN DE LA AUSTEMPERABILIDAD DE FUNDICIONES ESFEROIDALES AUSTENIZADAS PARCIALMENTE

**D. Fernandino, J. Sikora y R. Boeri**

División Metalurgia – INTEMA – Facultad de Ingeniería UNMDP - CONICET

E-mail: [dfernandino@fi.mdp.edu.ar](mailto:dfernandino@fi.mdp.edu.ar)

### RESUMEN

En este trabajo se caracteriza la susceptibilidad al tratamiento de austemperizado de fundiciones de hierro con grafito esferoidal (FE). Se emplearon FE coladas en la planta piloto del INTEMA y metodologías para obtener estructuras “ADI Dual Phase”(DPADI), que involucraron tratamientos térmicos a temperaturas dentro del intervalo intercrítico Ferrita+Austenita+Grafito del diagrama Fe-C-Si, logrando matrices compuestas por distintas cantidades y morfologías de ferrita libre y ausferrita, según los parámetros del tratamiento térmico. Los estudios de austemperabilidad fueron realizados empleando redondos y probetas Jominy. Los resultados obtenidos permitieron caracterizar la austemperabilidad empleando como criterio la aparición de las primeras estructuras laminares en los redondos con estructuras DPADI. Para ello resultó necesario comparar la distancia Jominy de la primera perlita obtenida en el ensayo Jominy, para probetas austenizadas parcialmente, con la distancia Jominy equivalente surgida de la aplicación de las curvas de Lamont.

**Tópico 2:** Materiales Metálicos

### Palabras Claves

Fundición de hierro con grafito esferoidal, austemperabilidad, intervalo intercrítico

### 1. INTRODUCCION

En los últimos años ha comenzado el desarrollo de un nuevo tipo de fundiciones esferoidales austemperizadas (ADI) con matrices ferrítico-ausferríticas, conocidas como fundiciones “Dual Phase-ADI” (DPADI)[1]. El primer trabajo reportado fue realizado por Aranzabal et al [2] en el año 2000, y estuvo orientado hacia la búsqueda de FE cuyas propiedades mecánicas fueran superiores a las de las FE ferríticas, para ser utilizadas en piezas de suspensión para la industria automotriz. Las DPADI desarrolladas mostraron aumentos en la resistencia a la rotura en comparación con las FE ferríticas, y a la vez reducciones en la dureza y aumentos en la energía de impacto en comparación con las ADI convencionales. Por otro lado, Verdu et al [3] realizaron diversos estudios con el fin de mejorar las propiedades mecánicas, particularmente la resistencia a la fatiga de las FE ferríticas. Dichos autores encontraron que las fundiciones con estructuras DPADI presentan importantes mejoras en la resistencia a la fatiga, con respecto a FE totalmente ferríticas. Por su parte, en la División Metalurgia INTEMA (DMI) se realizaron estudios sobre ciclos térmicos para la obtención de este nuevo tipo de material, y caracterizaciones microestructurales y mecánicas [4-7]. Las investigaciones realizadas hasta el momento no han analizado la influencia de la composición química y el tamaño de pieza sobre la austemperabilidad de las DPADI. Sin embargo, este efecto se encuentra claramente documentado para el austemperizado estándar de FE, que se lleva a cabo desde temperaturas de austenización completa. La caracterización de la austemperabilidad resulta fundamental para seleccionar adecuadamente los elementos de aleación necesarios para conferir la microestructura deseada a todo el volumen de una pieza luego del tratamiento térmico. Según estudios realizados en la DMI, una de las metodologías posibles para lograr la obtención de estructuras DPADI se basa en someter a las FE a tratamientos térmicos de austenización incompleta a temperaturas comprendidas dentro del intervalo intercrítico Ferrita + Austenita + Grafito del diagrama ternario Fe-C-Si. De esta manera, según la elección de algunos parámetros del tratamiento de

austenizado intercrítico, se logran matrices compuestas por distintas cantidades y morfologías de fases. Luego de esta primera etapa del ciclo térmico, las piezas son sometidas a un tratamiento de austemperizado para transformar la austenita en ausferrita, de la misma manera en que se produce un ADI convencional. Luego del tratamiento térmico, las fases finales que conforman la microestructura en las DPADI son ferrita libre y ausferrita. La capacidad de un material para ser transformado en ausferrita (mezcla de ferrita y austenita estabilizada) sin que se produzca precipitación previa de perlita u otros microconstituyentes laminares típicos de mayores temperaturas de transformación, se denomina habitualmente “austemperabilidad”. Este concepto es semejante al que se emplea para caracterizar la capacidad de un acero para ser transformado en martensita a diferentes velocidades de enfriamiento, denominado templabilidad. Esta información es aún desconocida para los tratamientos térmicos conducentes a obtener DPADI, por lo cual el objetivo de este trabajo es caracterizar la susceptibilidad al tratamiento de austemperizado de FE dentro del intervalo intercrítico.

## **2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL**

Se utilizaron FE coladas en la Planta Piloto del INTEMA empleando un horno de inducción de media frecuencia. La nodulización se llevo a cabo utilizando el método "sándwich" con Fe-Si-Mg y para la inoculación se usó Fe-Si (75%Si). Se agregaron bajos tenores de Cu, Ni y Mn con el fin de incrementar la austemperabilidad. La composición química se determinó empleando un espectrómetro de emisión óptica con excitación por chispa, marca Baird DV6. La caracterización de la microestructura en estado bruto de colada consistió en determinar el tipo y cantidad de microconstituyentes, así como también el conteo nodular y la nodularidad. Dicha caracterización se realizó mediante microscopía óptica, utilizando nital al 2% y picral al 5% como reactivos para el ataque químico. Los porcentajes de fases presentes reportados se determinaron utilizando el software de procesamiento de imágenes Image-Pro Plus. Se colaron Bloques “Y” de 25 mm (1”) y redondos de diferentes diámetros en moldes de arena. A partir de la mecanización de los bloques “Y”, se obtuvieron probetas Jominy (ASTM A897M) y prismas rectangulares para la determinación del intervalo intercrítico. Todo el material utilizado fue ferritizado previamente mediante un calentamiento a 900°C por 3 horas seguido de un enfriamiento lento en etapas, con el fin de uniformizar la microestructura de partida. Los ciclos térmicos de austenización parcial y completa se realizaron empleando un horno mufla. Para austemperizar las muestras se empleó un baño de sales a 350°C.

### **Determinación del intervalo intercrítico**

Se determinó el intervalo intercrítico para establecer las temperaturas críticas superior e inferior y cuantificar la cantidad de transformación (porcentajes de austenita y ferrita) como una función de la temperatura dentro de dicho intervalo. Se utilizaron varios prismas rectangulares de 10 mm x 30 mm para realizar ciclos térmicos en el rango de 720 °C a 900°C con intervalos de 20°C. Cada ciclo térmico consistió en un mantenimiento de la probeta en el horno mufla a la temperatura de austenización seleccionada. Luego del calentamiento, las muestras fueron templadas en agua. Las microestructuras resultantes presentaron cantidades variables de ferrita (matriz original) y martensita (regiones de austenita templada). La cuantificación de las cantidades de ferrita y martensita fue realizada utilizando el microscopio óptico y el software Image Pro Plus. Las áreas de grafito no se consideraron en los porcentajes reportados.

### **Ensayos Jominy y tratamientos térmicos de los redondos**

Se realizaron tratamientos térmicos a las probetas Jominy. Dichos tratamientos consistieron en un calentamiento hasta una temperatura de austenización parcial, seguido de un mantenimiento de la probeta dentro del horno durante aproximadamente 1 hora, para luego enfriarla en agua mediante el ensayo Jominy. En los redondos, se realizaron tratamientos térmicos con el fin de obtener DPADI. Dichos tratamientos consistieron en un calentamiento hasta una temperatura de austenización parcial, seguido de un mantenimiento de los redondos dentro del horno durante 1 hora, para luego realizarles el tratamiento de austemperizado en el horno de sales. Todas las muestras (probetas Jominy y redondos) fueron luego seccionadas o desbastadas, y preparadas para su observación metalográfica. Las microestructuras se observaron y fotografiaron empleando un microscopio Óptico marca Olympus G7. Los ensayos de dureza se realizaron empleando el método Brinell en un

durómetro universal marca “Ibertest”, Modelo “DU-250”. Los valores reportados corresponden al promedio de 3 mediciones para las probetas Jominy y de 2 mediciones para los redondos austemperizados.

### 3. RESULTADOS

Las composiciones químicas de las coladas utilizadas se muestran en la Tabla 1. Las caracterizaciones de las microestructuras en bruto de colada (ASTM A 247) se muestran en la Tabla 2. La nodularidad resultó algo baja, sin embargo, se consideró que las coladas eran aun adecuadas para la realización del estudio, ya que no se efectúan ensayos de tracción.

**Tabla 1:** Composiciones químicas de las coladas (% en peso)

	C	Si	Mn	S	P	Mg	Cu	Ni	C.E.
<b>Colada 1</b>	3,57	2,98	0,7	0,025	0,025	0,03	0,89	0,04	4,56
<b>Colada 2</b>	3,40	3,08	0,5	0,016	0,031	0,02	0,59	<0,03	4,43

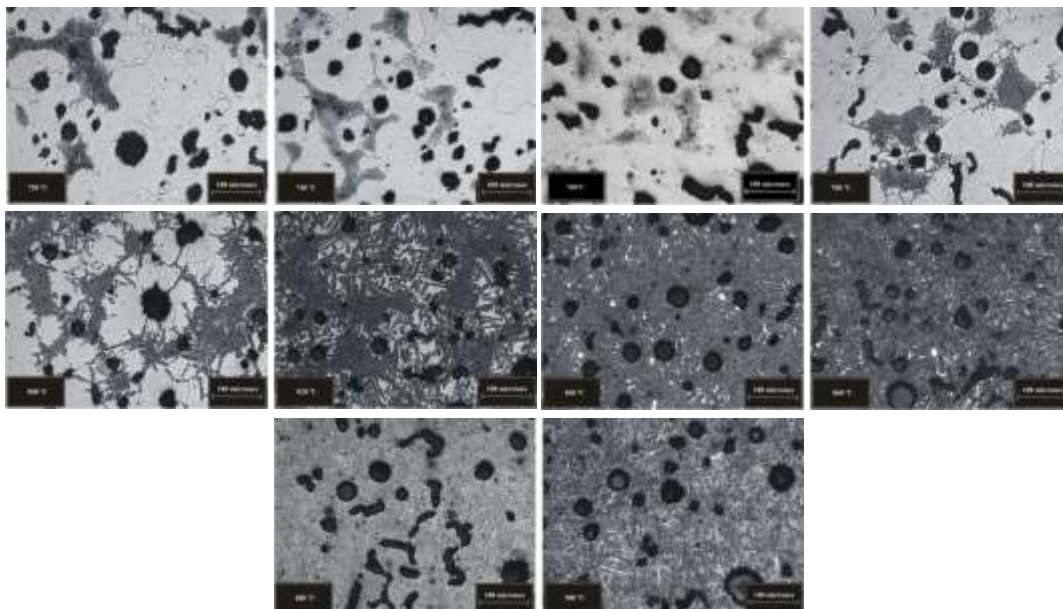
**Tabla 2:** Caracterización de las muestras en Bruto de Colada

	Conteo nodular [nódulos/mm <sup>2</sup> ]	Nodularidad	%Fases
<b>1</b>	100	70	100% P
<b>2</b>	100	60	50% P - 50% F

P: Perlita; F: Ferrita

#### Intervalo intercrítico

Las metalografías reportadas en la Figura 1 muestran la evolución de la relación ferrita-austenita a diferentes temperaturas dentro del intervalo intercrítico para las probetas de la colada 2. La Figura 2 muestra las cantidades de ferrita y martensita medidas en ambas coladas, en función de la temperatura de austenización. La temperatura crítica inferior fue estimada en base a la observación del comienzo de la transformación de ferrita en austenita, mientras que la temperatura crítica superior fue establecida cuando se observó una matriz martensítica con menos de 3% de ferrita libre. [Tabla 3]



**Figura 1:** Metalografías de las muestras para la determinación del intervalo intercrítico

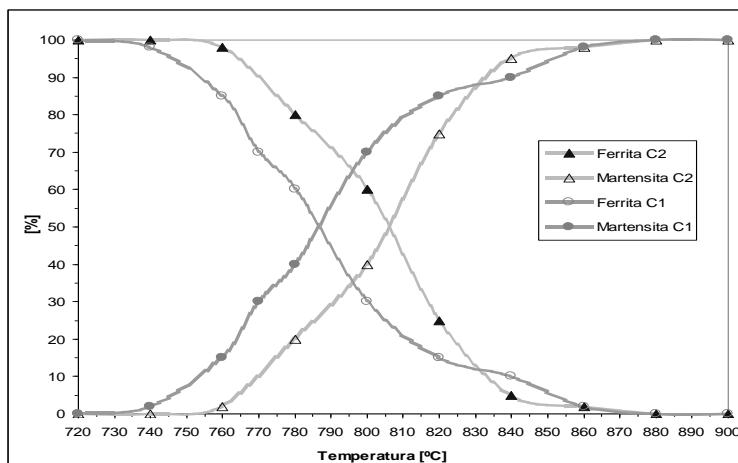


Figura 2: Cantidades (porcentajes) de ferrita y martensita

Tabla 3: Temperaturas críticas determinadas para cada colada

	T critica superior [ °C ]	T critica inferior [ °C ]
Colada 1	860	740
Colada 2	860	760

### Ensayos Jominy y análisis metalográfico

Se realizaron ensayos Jominy para las probetas de ambas coladas [Tabla 4]. Se relevó las curvas de durezas [Figura 3] y se fotografió la secuencia de transformación de la austenita a lo largo de las mismas. En la Figura 4 se reportan las microestructuras obtenidas a lo largo de las generatrices de las probetas Jominy austenizadas a 800 y 830°C. Se observó un incremento en la cantidad de ferrita transformada desde altas velocidades de enfriamiento (extremo templado) hacia bajas velocidades de enfriamiento, cuando la temperatura de austenización intercrítica es alta. Por otro lado, en las probetas de baja temperatura de austenización intercrítica, las transformaciones de la austenita se desarrollaron preferencialmente en las zonas LTF.

Tabla 4: Programación de ensayos Jominy en función de la temperatura de austenización

Muestra	Colada	Rótulo	Temp. Austenización [°C]	Tratamiento térmico
Jominy	1	J1-920	920	Ensayo Jominy
Jominy	1	J1-810	810	"
Jominy	1	J1-770	770	"
Jominy	2	J2-830	830	"
Jominy	2	J2-800	800	"

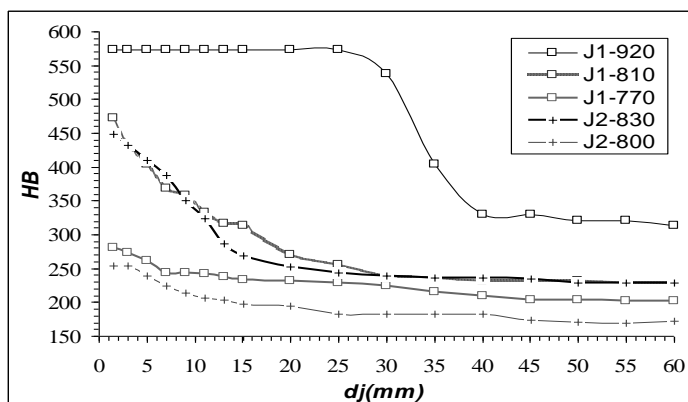
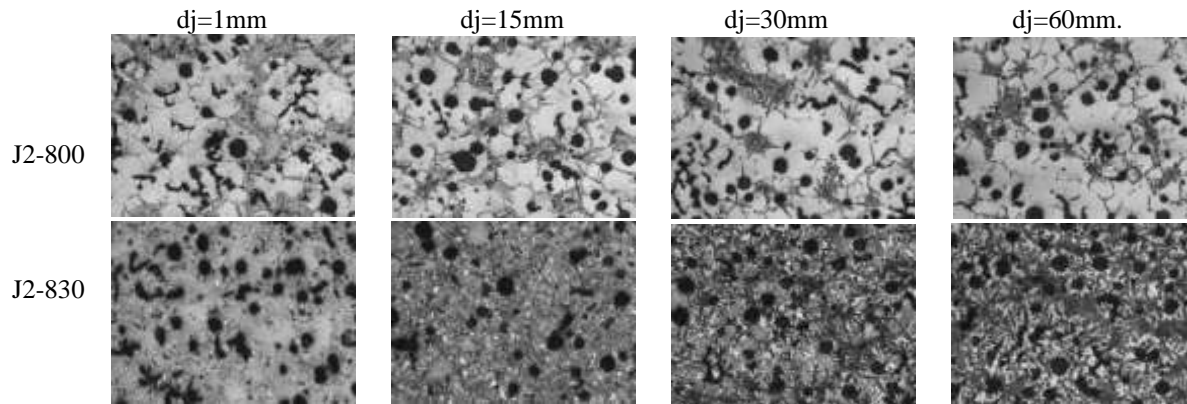


Figura 3: Curvas Jominy relevadas



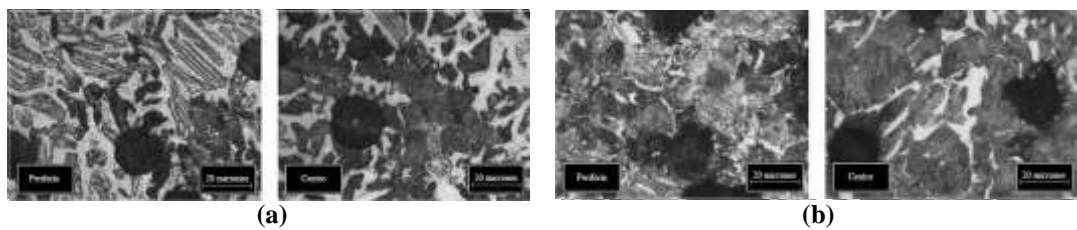
**Figura4:** Microestructuras a lo largo de las probetas de la Colada 2

### Tratamientos térmicos de los redondos y análisis metalográfico

Se realizaron los tratamientos térmicos a los redondos de ambas coladas como se muestra en la Tabla 5 y se fotografiaron las microestructuras resultantes del tratamiento térmico en el centro y en la periferia de cada uno de los redondos. En la Figura 5a y b se reportan las microestructuras de los redondos de 30 mm de diámetro de la colada 2 austenizados a 800 °C y a 830°C respectivamente y luego austemperizados. En la Figura 5 se observa que en la periferia la matriz está compuesta por ferrita, ausferrita y estructuras laminares, mientras que la cantidad de ausferrita disminuye hacia el centro, a expensas de un aumento de la cantidad de perlita. En la figura 5b, se observa, en la periferia, una matriz compuesta por ferrita, ausferrita y perlita. En el centro, se observa que la matriz está compuesta por ferrita y perlita, con ausencia de ausferrita, marcando una diferencia con la probeta austenizada parcialmente a menor temperatura.

**Tabla 5:** Tratamientos térmicos realizados para la obtención de redondos DPADI

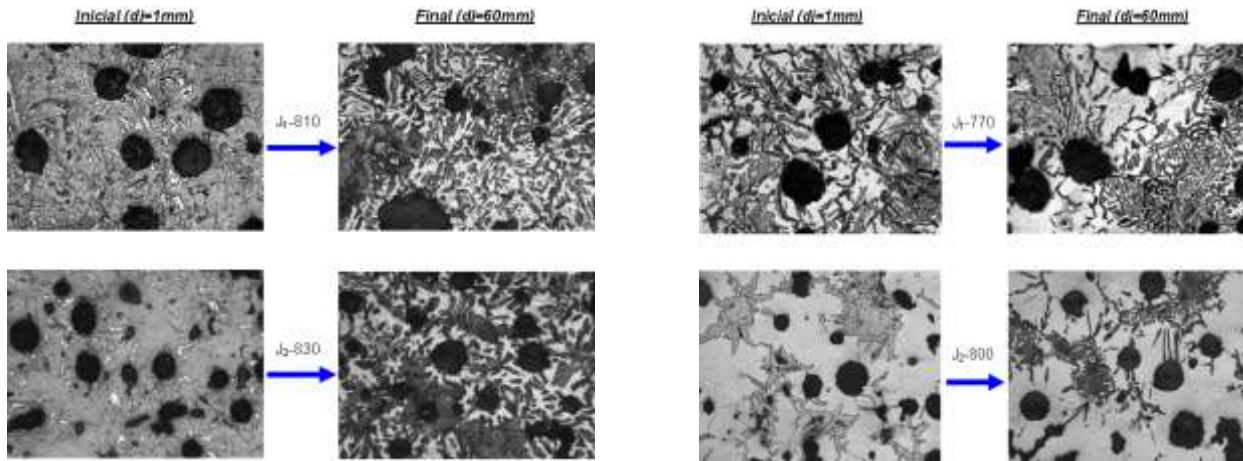
Muestra	Colada	Rótulo	Austenización	Austemperización
Redondo de 42 mm	1	C1R <sub>42</sub> 770	770°C durante 1hora	Baño de sales 350°C durante 90'
Redondo de 52mm	1	C1R <sub>52</sub> 770		
Redondo de 30 mm	2	C2R <sub>30</sub> -830	830°C durante 1hora	Baño de sales 350°C durante 90'
Redondo de 60mm	2	C2R <sub>60</sub> -830		
Redondo de 30 mm	2	C2R <sub>30</sub> -800	800°C durante 1hora	Baño de sales 350°C durante 90'
Redondo de 60mm	2	C2R <sub>60</sub> -800		



**Figura 5:** Microestructuras de redondos de la colada 2 austemperados

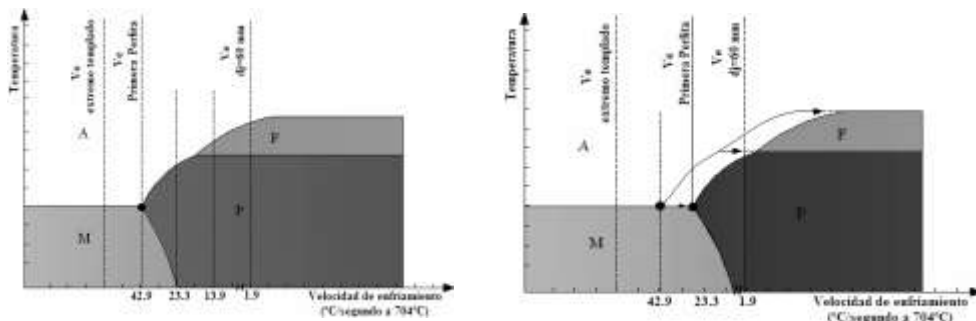
## 4. DISCUSION

En la secuencia de transformación observada en las probetas Jominy de una misma colada, tratadas a distintas temperaturas de austenizado dentro del intervalo intercrítico, se observaron cambios en la morfología de las fases presentes y en la cantidad de las mismas. Se observó que las probetas austenizadas a temperaturas más altas dentro del intervalo intercrítico presentan un aumento de la cantidad de ferrita a medida que aumenta la distancia desde el extremo templado. Por otro lado, se observa que en el caso de las probetas austenizadas a bajas temperaturas dentro del intervalo intercrítico, el contenido de ferrita en la matriz se mantiene aproximadamente constante a lo largo de toda la probeta [Figura 6]



**Figura 6:** Metalografías de las probetas Jominy para 1mm y 60 mm del extremo templado.

Para explicar los resultados experimentales se propone una representación esquemática de las transformaciones de fase de la austenita en función de la velocidad de enfriamiento. En los ensayos Jominy se observó que las altas velocidades de enfriamiento conducen a la transformación de la austenita en martensita. Para menores velocidades de enfriamiento, la austenita se transforma en una mezcla de martensita y perlita, y finalmente en mezcla de perlita y ferrita. Para el caso de la austenita presente en probetas Jominy de bajas temperaturas de austenización intercrítica se produjo un desplazamiento de las curvas de transformación hacia menores velocidades de enfriamiento, lo cual generó un aumento en la templabilidad con una consecuente modificación en la transformación en ferrita, que se retrasó marcadamente. Esto pudo deberse a que la austenita presente en este tipo de tratamientos (baja temperatura de austenización intercrítica) se forma preferentemente en zonas LTF, y por consiguiente presenta mayor contenido de aleantes [Figura 7].

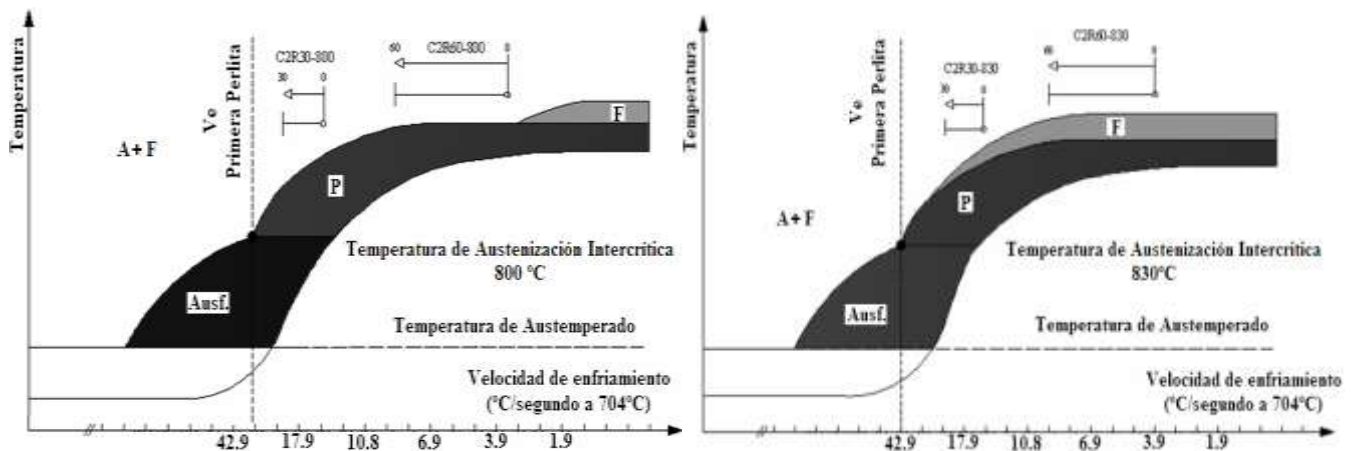


**Figura 7:** Curvas esquemáticas de transformación en enfriamiento

Se observó que la templabilidad en una probeta Jominy con austenización completa es muy superior a la templabilidad en probetas tratadas a una temperatura de austenización intercrítica, siendo de esta manera imposible realizar una predicción de la austemperabilidad de aleaciones austenizadas a temperaturas intercríticas a partir de la simple observación de las curvas Jominy obtenidas luego de austenización completa. Por otro lado, mediante la observación de las metalografías se identificaron las distancias Jominy de aparición de las primeras estructuras perlíticas (djpp.) para cada una de las probetas Jominy austenizadas dentro del intervalo intercrítico. Se determinaron también los valores de las distancias Jominy equivalente en la periferia y el centro de cada uno de los redondos austemperizados, para lo cual se consideró válida la aplicación de las curvas de Lamont para aceros, estimando que la severidad de enfriamiento de las sales fundidas es igual a la del aceite ( $H=0.3$ ). En la Tabla 6 se observa buena coincidencia entre la predicción basada en la distancia Jominy para primera perlita, que se determinó en base al análisis metalográfico de las probetas Jominy, con la microestructura que se observó en los redondos. El comportamiento en los redondos austemperizados puede ser interpretado al introducir las velocidades de enfriamiento de la periferia y el centro de los distintos redondos en la Figura 8, que representan el esquema de transformación en enfriamiento continuo de las aleaciones en cuestión.

**Tabla 6:** Tabla de predicción de la matriz metálica en función de las  $d_j$  medidas y las calculadas mediante Lamont.

Muestra	$d_{jpp}$ medida [mm.]	$d_j$ periferia [mm.]	$d_j$ centro [mm.]	Predicción de la matriz	Matriz observada en los análisis metalográficos
C2R60830	8	19	27	Formación de estructuras laminares a partir de la periferia del redondo	Formación de perlita desde la periferia del redondo hasta el centro, sin presencia de ausferrita. La cantidad de ferrita aumenta en la comparación centro-radio exterior.
C2R30830		11	13	Formación de estructuras laminares a partir de la periferia del redondo	Formación de perlita desde la periferia del redondo, con presencia de ausferrita, la cual desaparece gradualmente hacia el centro, donde solo se observa perlita y ferrita. La cantidad de ferrita aumenta en la comparación centro-radio exterior.
C2R60800	9	19	27	Formación de estructuras laminares a partir de la periferia del redondo	Formación de perlita desde la periferia con una cantidad de ferrita constante en la comparación centro-radio exterior.
C2R30800		11	13	Formación de estructuras laminares a partir de la periferia del redondo	Formación de pequeñas cantidades de ausferrita junto con perlita (en pequeñas cantidades) desde la periferia. En el centro coexisten ausferrita y grandes cantidades de perlita.
C1R52770	15	17	22,5	Formación de estructuras laminares a partir de la periferia del redondo	Formación de ausferrita junto con estructuras laminares desde la periferia, generándose la aparición de colonias de perlita cerca del centro. En el centro coexisten ausferrita y perlita con una cantidad de ferrita constante en la comparación centro-radio exterior.
C1R42770		15	18	Formación de estructuras laminares a partir de la periferia del redondo	Formación de ausferrita y estructuras laminares desde la periferia, hacia el centro, aparecen colonias de perlita. En el centro del redondo coexisten ausferrita y perlita con una cantidad de ferrita constante en la comparación centro-radio exterior.



**Figura 8:** Diagrama esquemático de las curvas de transformación en enfriamiento continuo

En la Figura 8 se representa la descomposición de la austenita presente a temperatura intercrítica (coexistente con ferrita) y se indican las fases componentes de la microestructura resultante del tratamiento térmico. Las representaciones fueron consistentes con las observaciones metalográficas que se realizaron en los redondos. En las curvas se puede ver como, a medida que disminuye la temperatura de austenización intercrítica, la velocidad de primera perlita se ve disminuida (en correspondencia con el aumento de la distancia Jominy) a causa del desplazamiento de las curvas de transformación. Este desplazamiento de las curvas se justifica basándose en las diferencias en la composición química, ya sea en la composición global de las coladas (la Colada 1 posee mayor tenor de aleantes y por consiguiente mayor templabilidad que la Colada 2), o por las características de la microsegregación presente en las zonas LTF. En este último caso, en los tratamientos de baja temperatura de austenización intercrítica, la escasa austenita presente a ésta temperatura se ubica en coincidencia con las zonas microsegregadas (LTF) que poseen mayores contenidos de elementos aleantes.

## 5. CONCLUSIONES

La secuencia de transformación que se observó en las probetas Jominy muestra una diferencia en la transformación de la austenita en función de la temperatura de austenización intercrítica. Para el caso de bajas temperaturas intercríticas, a bajas velocidades de enfriamiento la austenita se transforma en ferrita y estructuras laminares. Para altas temperaturas de austenización intercríticas, a bajas velocidades de enfriamiento la austenita se transforma solo en estructuras laminares. Por otro lado, no resultó posible utilizar valores de templabilidad medidos sobre probetas con austenización completa para predecir la austemperabilidad de aleaciones austenizadas a temperaturas intercríticas, dada las notables diferencias registradas en las curvas Jominy obtenidas.

En base a la determinación de la distancia Jominy de primera perlita para predecir la aparición de “defectos” en el tratamiento térmico de austemperizado de redondos a temperaturas de austenización intercríticas y en las microestructuras relevadas en las fotografías obtenidas de los redondos, se puede concluir que, para los tratamientos térmicos realizados y las aleaciones empleadas, la aparición de estructuras laminares en cada punto del redondo surge de comparar la velocidad de enfriamiento de aparición de las primeras estructuras perlíticas, obtenidas en el ensayo Jominy para probetas austenizadas parcialmente (que surgen de la observación metalográfica) con la distancia Jominy equivalente en cada punto del redondo, determinada mediante la aplicación de las curvas de Lamont.

## REFERENCIAS

- [1] A. Basso, R. Martinez and J. Sikora, Development of Dual Phase ADI. Proc. Eighth International Symposium on Science and Processing of Cast Iron, Beijing, China. (2006) 408-413.
- [2] J. Aranzabal G. Serramoglia and D. Rousiere (2002). “Development of a new mixed (ferritic – ausferritic) ductile iron for automotive suspension parts”. Int. J. Cast Met. Res. Vol. 16 N° 1, 185-190.
- [3] C. Verdu, J. Adrien and A. Reynaud (2005). “Contributions of dual phase heat treatments to fatigue properties of SG cast irons”. Int. J. Cast Met. Res. Vol. 18 N° 6, 346-354.
- [4] A. Basso, R. Martinez and J. Sikora (2007). “Influence of austenitising and austempering temperatures on microstructure and properties of dual phase ADI”. Mater. Sci. Technology. Vol. 23 N° 11, 1321-1326.
- [5] A. Basso, R. Martinez and J. Sikora (2008). “Influence of part size on dual-phase ADI microstructure and properties: comparison with fully ferritic and fully ausferritic matrices”. Mater. Sci. Technology. Vol. 25 N° 10, 1271-1278.
- [6] A. Basso, R. Martinez, A. Cisilino and J. Sikora (2009) “Experimental and numerical assessment of fracture toughness in dual-phase austempered ductile iron”. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. In press.
- [7] A. Basso, M. Caldera, R. Martinez and J. Sikora (2009). “Mechanical Characterization of Dual Phase Austempered Ductile Iron”. ISIJ International. In press.