

Capítulo 1 Determinación de las curvas CCT en aceros microaleados para motores automotrices

Chapter 1 Determination of CCT curves in microalloyed steels for automotive engines

PACHECO-ZACARIAS Karina[†], HERNÁNDEZ-CASCO Irma, HERNÁNDEZ-MORALES Bernardo y SORIANO-VARGAS Orlando*

^{1,4} *Tecnológico de Estudios Superiores de Jocotitlán, Carretera Toluca Atlacomulco km 44.8, Ejido de San Juan y San Agustín, Jocotitlán, México.*

² *Universidad Autónoma del Estado de México-UAP Tianguistenco, Paraje el Tejocote, San Pedro Tlaltizapan, Santiago* ³ *Tianguistenco, México.*

Universidad Nacional Autónoma de México, Facultad de Química, Ciudad de México, México.

ID 1^{er} Autor: *Karina, Pacheco-Zacarias* / **ORC ID:** 0000-0002-7800-2378

ID 1^{er} Coautor: *Irma, Hernández-Casco* / **ORC ID:** 0000-0002-1299-6779

ID 2^{do} Coautor: *Bernardo, Hernández-Morales* / **ORC ID:** 0000-0001-6251-18

ID 3^{er} Coautor: *Orlando, Soriano-Vargas* / **ORC ID:** 0000-0002-9331-7909

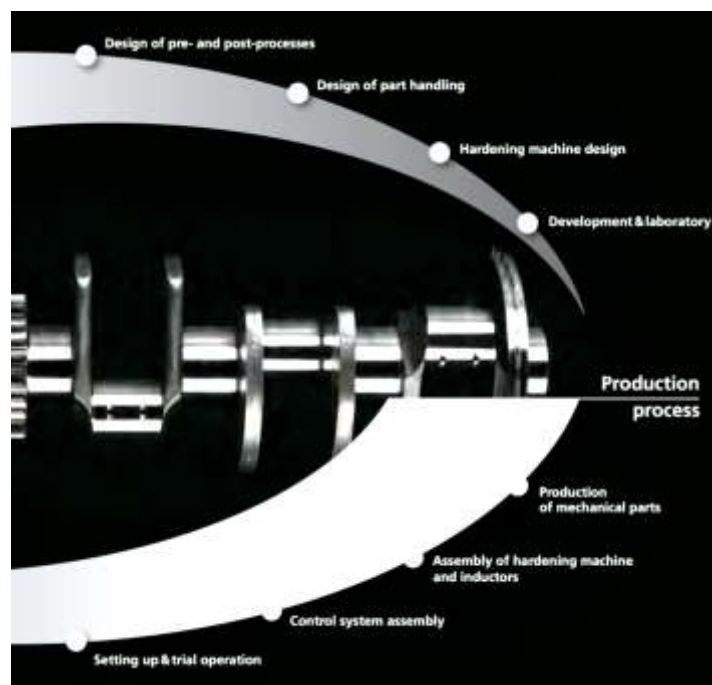
DOI: 10.35429/H.2021.11.1.20

Sección 1. Introducción

El proceso de tratamiento térmico se utiliza en una gran cantidad de piezas metálicas, con el fin de modificar su microestructura y con ello lograr las propiedades requeridas en cada etapa del proceso. En el caso de los cigüeñales por estar sujetos a fricción y a carga se requiere de una alta dureza y resistencia al desgaste. Para lograr estas propiedades, el cigüeñal es sometido localmente (en los muñones) a los tratamientos térmicos de temple y revenido, el primero de ellos para formar martensita y conferir dureza a la zona y el segundo para disminuir los esfuerzos generados debido al cambio de estructura de austenita a martensita generado durante el temple, el espesor de la capa templada, así como la distribución de durezas obtenida mediante estos tratamientos térmicos son especificadas por el cliente de acuerdo a parámetros de seguridad requeridos en la industria automotriz (Skubisz P., 2011). Adicionalmente, debido a que esta pieza está sujeta a cargas, es necesario que la unión de los muñones con los brazos del cigüeñal esté libre de los efectos del tratamiento térmico, para evitar la generación de fallas ante los esfuerzos acumulados en esa zona. Por lo anterior, el control en el proceso de temple es una etapa crítica durante la producción de estas piezas.

En la industria automotriz, los tratamientos térmicos de temple y revenido se llevan a cabo mediante inducción para los cigüeñales, de acuerdo con el diseño de proceso proporcionado por el proveedor de equipos originales para el tratamiento térmico de cigüeñales por inducción mostrado en la Figura 1, el cual incluye desde el pre-proceso hasta la configuración y operación del equipo diseñado específicamente para esta tarea. Una desventaja del proceso utilizado es que los efectos del tratamiento térmico, es decir la profundidad de temple, la distribución de dureza y la microestructura se relacionan únicamente con parámetros de la máquina utilizada como son: tiempo de calentamiento, temple y revenido, voltaje de la máquina, voltaje, frecuencia, corriente y potencia y la relación se observa solamente al finalizar el proceso, y son observables después de un considerable tiempo de preparación de la muestra (corte, montaje, pulido, etc.) y de realización de los ensayos, en los cuales la máquina de tratamiento térmico sigue trabajando bajo los mismos parámetros, con lo que el número de piezas producidas con parámetros erróneos llega a ser considerablemente elevado.

Figura 1.1 Etapas del desarrollo del cigüeñal automotriz



Fuente de Consulta: Propia Elaboración

Durante el proceso de tratamiento térmico, los parámetros de máquina únicamente son correlacionados con el estándar automotriz para la parte específica, en ningún momento se llevan a cabo estudios de materiales para determinar la templabilidad del acero y sus curvas de transformación y de enfriamiento que permitirían determinar los parámetros de tratamiento térmico óptimos de acuerdo con la composición, a la geometría, procesamiento previo, etc.

La determinación y uso de estas herramientas permitirá evitar problemas de distorsión, esfuerzos residuales, grietas, sobrecalentamiento, crecimiento de grano austenítico y otros que derivan en una gran cantidad de piezas defectuosas, paros de máquina y producción, corte de material para análisis y posterior reproceso, además de ocasionar daños en los inductores los cuales deben ser reparados, consumiendo tiempo de operación y generando costos extras.

Así que, el capítulo presenta un estudio de los aceros microaleados FCA y HM que presentaron problemas de calidad en la obtención del endurecimiento superficial y por consecuencia problemas en la microestructura o fases presentes. Por lo tanto, se determinaron las temperaturas de austenización por dilatometría permitiendo obtener las transiciones de fase a diferentes velocidades de enfriamiento. Los datos obtenidos por EDS permitieron calcular por medio de la plataforma de OVAKO las curvas CCT para comparar los diagramas y verificar que los aceros microaleados tuvieron los tratamientos térmicos a la velocidad de calentamiento y enfriamiento óptimos para cumplir la conformidad del cliente.

Sección 1. Introducción

Sección 2. Aceros microaleados en la industria automotriz

Sección 3. Metodología

Sección 4. Resultados

Sección 5. Conclusiones

Sección 2. Aceros microaleados en la industria automotriz

El acero es una aleación de hierro y carbono en la cual la proporción de este elemento es menor que la fundición. En el acero nunca se muestra libre el carbono, sino disuelto completamente. También puede contener otros elementos. Generalmente se considera aceros las aleaciones de hierro y carbono que contienen menos del 1.7% de carbono, aunque de ordinario no pase del 1%. Excepcionalmente, en algunos aceros especiales puede llegar al 2% (Cabrera 2018)²³.

Todos los aceros contienen además de carbono otros elementos que en parte son debido al proceso de obtención, o que le han sido añadidos. Los elementos debidos al proceso de obtención, llamados también elementos secundarios, son el silicio, manganeso, así como también el fósforo, azufre, oxígeno, hidrógeno y nitrógeno. Además existen a menudo pequeñas cantidades de otros metales como cromo, cobre, níquel y otros. Entre los aceros aleados se añaden estos elementos intencionalmente para obtener determinadas propiedades en su utilización [24 (Stahleise, 1981)].

2.1 Aceros microaleados.

Los aceros microaleados han sido desarrollados para ser utilizados por industrias, como: la automotriz y la línea blanca, entre otras; ya que las propiedades obtenidas de láminas recocidas cumplen con los requisitos de una excelente estampabilidad, lo cual permite la obtención de paneles con formas muy complejas en espesores de 0.3 mm o menores (Peinado N. 2006). Estos aceros poseen pequeñas cantidades de cromo, níquel y molibdeno. Estos elementos proporcionan una mayor resistencia a la abrasión, al desgaste, a la oxidación, a la corrosión. Los elevados límites elásticos deseados se obtienen por la adición de distintas cantidades de niobio y titanio. En ocasiones se añade también vanadio. Nunca sumaran estas cantidades más del 1% del total. Las principales características mecánicas son: tensión de rotura entre 37 y 60 Kg/mm² y un alargamiento mínimo del 15 al 22%. Sus características mecánicas se deben a los procesos termomecánicos producidos mediante la laminación en caliente. En la Tabla 1 se muestra la composición general de los aceros microaleados (Suarez et al., 2009).

Tabla 1 Composición general de los Aceros Microaleados

Composición								
Aceros Microaleados	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Al%	Nb%	Ti%
	Máx.	Máx.	Máx.	Máx.	Máx.	Min.	Máx.	Máx.
	0.10	0.50	0.80	0.025	0.025	0.015	0.090	0.15

Fuente Consultada: (Suarez et al., 2009)

2.2 Efectos de los elementos de aleación en los aceros.

Los aceros al carbono son aleaciones binarias hierro-carbono que presentan unas excelentes propiedades mecánicas y bajo coste. Sin embargo, es posible mejorar estas propiedades y especialmente adaptar estos productos a trabajos en condiciones más mediante el uso de elementos de aleación. A continuación, se mencionan los principales elementos aleantes utilizados en los aceros microaleados (Stahleise, 1981; 24, Gómez et al, 2009; 26, Belzunce, 2001).

- Niobio: actúa como un retardador del proceso de recristalización entre fases, para dar lugar a la formación de austenita, formador de precipitados de carbono y nitrógeno inducidos por deformación. Al igual permite una supresión adicional de recristalización evitando la migración de átomos sublímites de grano austenítico y, proporcionan una gran cantidad de núcleos en la austenita deformada para la formación de finas partículas de ferrita durante el enfriamiento.
- Aluminio: normalmente usado para desoxidación del material por su bajo costo, puede actuar como inhibidor del crecimiento del grano normalizado.
- Fosforo: no afecta a la estructura del acero cuando es laminado en caliente, endurece la fase ferrita. Fosforo y níquel: no son muy usados en aceros de alta resistencia de baja aleación (HSLA, aunque se encuentran en forma de residuos por la fabricación y la chatarra que lo contiene.
- Azufre: normalmente es una impureza y se mantiene a un bajo nivel. Sin embargo, algunas veces se agrega intencionalmente en grandes cantidades (0.06 a 0.30 %) para aumentar la maquinabilidad de los aceros de aleación de carbono.
- Carbono: un alto contenido incrementa la formación de la fase ferrita, pero se considera que a elevadas cantidades reduce la soldabilidad y fragiliza el acero.
- Boro: En pequeños porcentajes aumenta fuertemente la templabilidad de los aceros bajos en Carbono.
- Cobalto: Disminuye la templabilidad, pero aumenta la resistencia a la tracción, el límite elástico, la resistencia a la corrosión y a la abrasión. Mejora la persistencia del revenido y la resistencia a temperatura.
- Cobre: Aumenta la resistencia a la tracción y a la corrosión. Confiere fragilidad en caliente.
- Cromo: Aumenta la dureza, la resistencia al desgaste, a la templabilidad y a las altas temperaturas. A partir de un 11% forma una capa protectora de óxido de cromo.
- Manganeso: Elemento básico en todos los aceros. Actúa como un desoxidante y también neutraliza los efectos nocivos del azufre, facilitando la laminación, moldeo y otras operaciones de trabajo en caliente. Aumenta también la penetración de temple y contribuye a su resistencia y dureza.
- Molibdeno: Mediante el aumento de la penetración de temple, mejora las propiedades del tratamiento térmico. Aumenta también la dureza y resistencia a altas temperaturas.
- Silicio: Se emplea como desoxidante y actúa como endurecedor en el acero de aleación.

2.3 Antecedentes de los aceros microaleados y sus diagramas CCT.

Este término fue introducido por primera vez por Noren en 1962. Dando la siguiente definición, "Un acero microaleado es aquel cuya composición química básica es la de un acero estructural sin aleación, o bien que contenga manganeso, o bien un acero de baja aleación, al cual se le ha agregado una pequeña cantidad de un elemento aleante, el cual deberá tener un gran efecto sobre las propiedades del acero. La cantidad de los elementos microaleantes deberá ser mucho menor que los aleantes normales, por ejemplo, cada elemento microaleante puede ser agregado en cantidades menores de 0.05%.

El acero es una aleación de hierro con pequeñas cantidades de otros elementos, es decir, hierro combinado con un 1% aproximadamente de carbono, y que hecho ascua y sumergido en agua fría adquiere por el temple gran dureza y elasticidad. Hay aceros especiales que contienen, además, en pequeñísima proporción, cromo, níquel, titanio, volframio o vanadio.

Los aceros Microaleados conocidos como de alta resistencia y baja aleación, son un grupo de aceros de bajo contenido de carbono que utilizan pequeñas cantidades de elementos aleantes para obtener esfuerzos de fluencia mayores que 275 MPa (40 Ksi) en la condición de laminados o normalizados.

La función principal de los elementos aleantes en estos aceros, es de contribuir al endurecimiento de la ferrita por medio del refinamiento de grano, endurecimiento por precipitación y endurecimiento por solución sólida. Este último está ligado ampliamente a los contenidos de aleación, mientras que los dos efectos anteriores a este dependen de los efectos del complejo diseño de aleación y de los tratamientos termomecánicos.

Los aceros HSLA son principalmente laminados en caliente en las formas de productos forjados (chapas, láminas, barras, planchas y secciones estructurales) y se proporcionan comúnmente en la condición de laminados en caliente (Angarita et al., 2003). En los aceros microaleados, los elementos microaleantes pueden interactuar con el movimiento del límite de grano de dos maneras. En primer lugar, una dispersión de precipitados ejerce una presión retardante sobre el límite del grano, que tiene un efecto pronunciado sobre el crecimiento del grano. La magnitud de este efecto depende del tamaño, la forma y la fracción de volumen de los precipitados. En segundo lugar, una interfaz migratoria arrastra una segregación local (atmósfera) de elementos solutos, que ejerce una fuerza retardante sobre ella. Así, los elementos solutos pueden reducir en gran medida la movilidad del límite del grano. Este fenómeno se conoce generalmente como efecto de arrastre de soluto (Graux et al., 2019).

Las chapas de acero microaleado laminadas en frío, se utilizan principalmente como piezas de carrocería y requieren una excelente combinación de propiedades, tales como alta resistencia mecánica y buena confortabilidad. El refinamiento del grano mejora la resistencia y la dureza, sin disminuir la ductilidad y confortabilidad del acero. Para conferir dichas propiedades a los productos de acero es necesario trabajar sobre la microestructura de este. Esto implica tener un profundo conocimiento acerca del inicio y fin de la transformación de austenita a ferrita, con el objetivo de lograr un control adecuado de la evolución microestructural durante los procesos de conformado (Ramírez et al., 2016).

Los aceros microaleados al Mo, Nb, Ti y V amplían sus potenciales de alta resistencia en forma permanente. Esto se ve reflejado en el incremento de la producción de productos planos y largos de estas calidades a nivel mundial (Bazan et al., 2013). También, se sabe que la alta resistencia de estos aceros se deriva de Nb, V, Ti y de la precipitación de carbonitruros. Estos precipitados influyen fuertemente en la microestructura y las propiedades mecánicas de los aceros HSLA a través del refinamiento del grano y el endurecimiento mediante la precipitación (Li et al., 2016).

Un trabajo pionero en la determinación de curvas CCT cuando el tamaño de grano austenítico en estado fuera de equilibrio fue realizado por Inagaki y Sekiguchi. Su objetivo era definir el tiempo crítico para 50% de transformación en martensita en la zona de engrosamiento de grano de la zona afectada por el calor en una soldadura. Su trabajo fue continuado y completado más tarde por Ion, Easterling y Ashby. El modelo IEA permite una determinación exhaustiva de la cinética de la transformación de austenita por la introducción de una clara dependencia con el tamaño de grano austenítico durante el enfriamiento. Dicho modelo fue ampliado por Prado empleando una base de datos de 55 aceros. Más recientemente Uranga han efectuado un extenso trabajo mediante regresión multi lineal sobre la determinación de diagramas CCT en aceros de bajo carbono microaleados con Nb y Mo.

Estudios de dilatación a partir de dicha simulación. Ayuda a obtener temperaturas críticas durante el enfriamiento de la austenita y construcción de la curva CCT. Se ha observado que falta Curvas CCT especialmente para regiones llamada zona afectada por calor de grano grueso de soldadura para aceros de alta resistencia dado que las curvas CCT desarrolladas desde el punto de vista del tratamiento térmico no son aplicables, ya que los ciclos térmicos de soldadura difieren ampliamente (Kumar et al., 2015).

La mayoría de los estudios se han centrado en el importante papel de los pequeños carburos que aparecen en los arreglos regulares, llamados precipitaciones de interfase, y su distribución dentro de la matriz de ferrita, ya que generalmente se cree que estos precipitados tienen un alto efecto de fortalecimiento. Hay acuerdo general en que la precipitación de interfase se produce en la interfaz de ferrita/austenita, por lo que cualquier factor que influya en las características de la interfaz austenita/ferrita debe considerarse en una explicación completa del mecanismo de formación (Chen et al., 2016).

Sección 3. Metodología: Preparación y caracterización de los aceros microaleados.

Se utilizaron dos aleaciones de aceros microaleados cuyas composiciones nominales están en la tabla 2.

Tabla 2 Composición nominal de las aleaciones de aceros microaleados

Componente	Nombre	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	N
S36MS1V	FCA	0.36- 0.40	0.60- 0.70	1.30- 1.45	Max. 0.025	0.040- 0.055	Máx. 0.25	Max. 0.2	0.12- 0.18		0.12- 0.15	
38MnVS6	HM	0.34- 0.41	0.15- 0.80	1.20- 1.60	Max. 0.025	0.020- 0.060			Max0.3	Max. 0.08	0.08- 0.20	0.01- 0.02

Fuente de Consulta: Propia Elaboración

3.1 Preparación metalográfica

a preparación metalográfica consistió en utilizar papel abrasivo grado 320, 400, 600, 1000, 1500 subsecuentemente hasta la etapa de pulido, la cual inició con alúmina grado 0.3 y en seguida 0.05 m, hasta obtener una superficie espejo. Este procedimiento de preparación se aplicó para la caracterización por microscopía óptica (MO) y microscopía de electrónica de barrido (MEB).

3.2. Caracterización por Dilatometría.

Se maquinaron por electroerosión 20 probetas de 3 mm de diámetro por 10 mm de altura requeridas para el ensayo de dilatometría. Las muestras se sometieron a análisis de transición de fases mediante un dilatómetro L78 RITA LINSEIS, para lo que fueron calentadas hasta la temperatura de 1000°C a una velocidad de 40°C/s. La etapa de enfriamiento se llevó a cabo para 4 velocidades, las cuales son: 1, 10, 20 y 50°C/s, el medio de temple fue Helio de ultra alta pureza. Se calcularon la primera y la segunda derivada para determinar las temperaturas a las que se presentaron los cambios de fase. Las velocidades de enfriamiento se seleccionaron de acuerdo con el DOE y trabajos previos (Karmakar et al., 2017)

3.3. Caracterización por Microscopía Óptica (MO) y Electrónica de Barrido (MEB).

La caracterización por el microscopio óptico (MO) marca Olympus utilizando la técnica de campo claro mediante cual se obtuvieron las micrografías de la microestructura presente en los aceros previa al tratamiento térmico y en las probetas de dilatometría sometidas a las diferentes velocidades enfriamiento. En la caracterización mediante se utilizó un microscopio electrónico JEOL-J1000 (MEB) con una distancia de trabajo de 15 mm, voltaje de 20 kV y con señales de electrones secundarios, retrodispersados y EDS. Las imágenes obtenidas permitieron caracterizar la microestructura y se obtuvo un análisis composicional de los aceros microaleados.

3.4. Medición de Dureza Vickers.

La medición de dureza se realizó para determinar el cambio que sufre las aleaciones de los aceros microaleados en su propiedad mecánica cuando aparecen las fases presentes, y de esta forma encontrar la relación con la velocidad de enfriamiento obtenida por dilatometría. Las mediciones de dureza se realizaron en un durómetro marca CMS technology, utilizando una carga de 100 kgf y un tiempo de exposición de 15 segundos para las indentaciones.

3.5. Simulación de los diagramas CCT.

Se calculó las curvas del diagrama CCT para los aceros microaleados de acuerdo con la composición establecida por el proveedor y mediante el análisis por EDS-MEB. El simulador es una guía de tratamiento térmico creado por la empresa OVAKO. Esta herramienta digital permite predecir la composición de aceros específicos, y modificar sus elementos aleantes para determinar cómo influyen en la dureza después del temple y revenido.

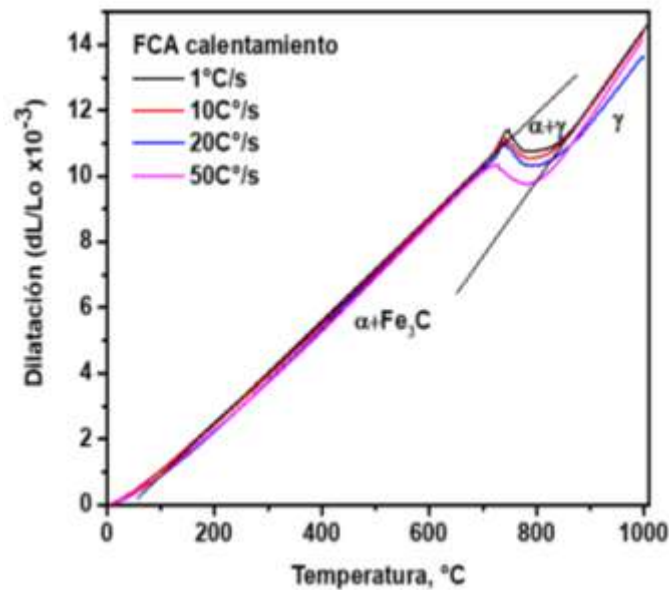
Sección 4. Resultados

4.1. Análisis por dilatometría.

4.1.1 Curvas CCT para el Acero FCA.

Las muestras se sometieron a análisis de transición de fases para lo que fueron calentadas hasta la temperatura de 1000°C a una velocidad de 40°C/s. La figura 2, presenta las curvas de calentamiento para cuatro muestras FCA sometidas a ensayo de dilatometría, a partir de dichas curvas se obtuvo que las temperaturas de austenización que corresponden al promedio de las cuatro muestras: $Ac_1 = 713.5^\circ\text{C}$ y $Ac_3 = 865.8^\circ\text{C}$, las temperaturas determinadas de las curvas de calentamiento se muestran en la tabla 3.

Figura 2 Curvas de calentamiento de las muestras FCA.



Fuente de consulta: Propia Elaboración

Tabla 3 Temperaturas de transformación obtenidas a diferentes velocidades de calentamiento para el acero FCA

Muestra	AC_1 ($^\circ\text{C}$)	AC_3 ($^\circ\text{C}$)
1°C/s	714	867
10	711	867
20	709	876
50	720	853
Promedio	713.5	865.8

Fuente de consulta: Propia Elaboración

Mediante la ecuación 1 se calculó el coeficiente de expansión térmica para la transición de fase de ferrita (α) + carburo de hierro (Fe_3C) y la transición de austenita (γ) (Chen et al., 2019) como se indica en la tabla 4.

$$\alpha_l = \frac{\Delta l}{l_0 \Delta T} \quad (1)$$

Tabla 4 Determinación del coeficiente de expansión térmica del Acero FCA

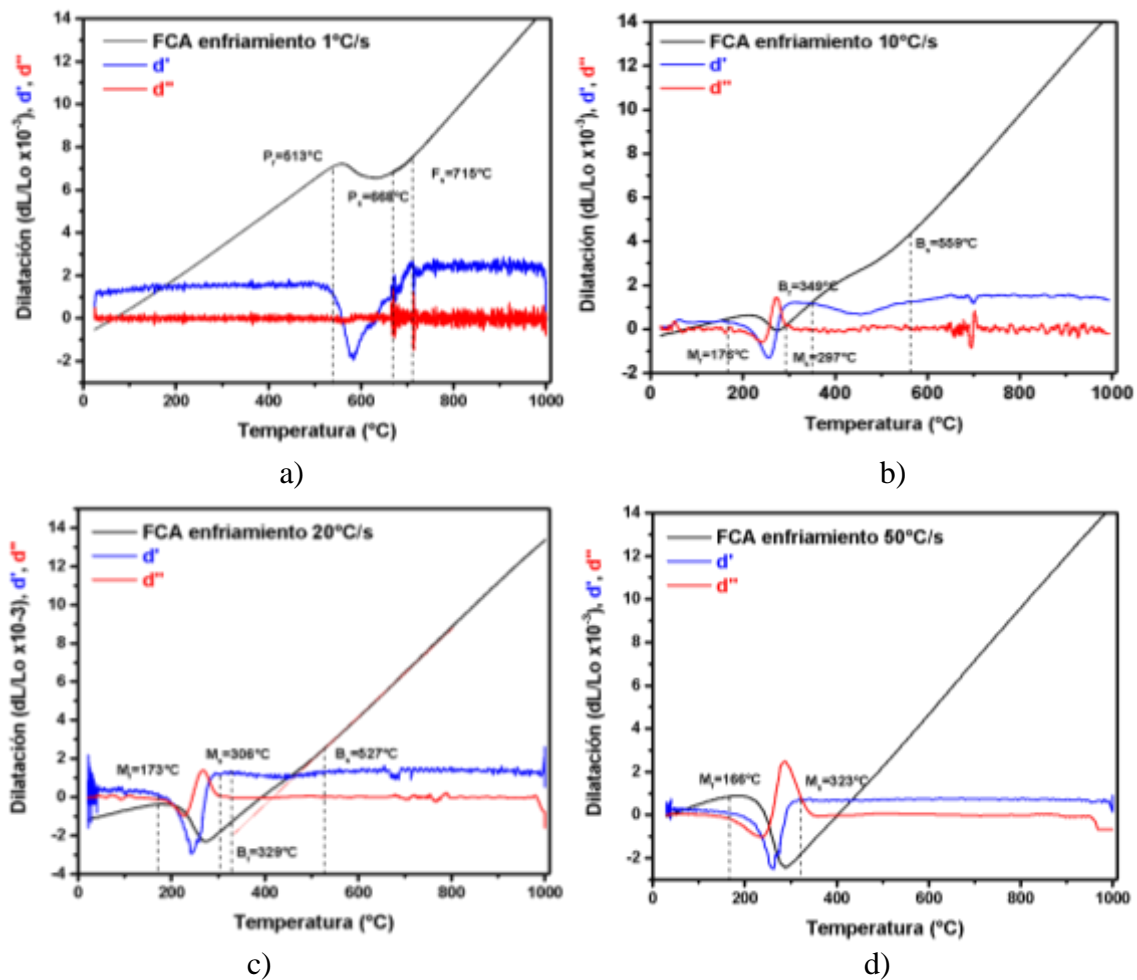
Transición de fase	Coefficiente de expansión térmica, α ($^\circ\text{C}^{-1}$)
$\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$	1.512×10^{-6}
γ	2.211×10^{-6}

Fuente de consulta: Propia Elaboración

La figura 3 presenta la familia de curvas de enfriamiento a las velocidades de 1, 10, 20 y 50 °C/s que se presentan de manera individual. Se calcularon la primera y la segunda derivada para determinar las temperaturas a las que se presentaron los cambios de fase mostrados en la tabla 5 y que se presentan en la figura 4. La figura 3(a) representa la velocidad de enfriamiento a 1°C/s, donde se aprecia a una temperatura de 715°C la aparición de α a una temperatura de 668°C se puede ver la transición a perlita, la cual da por finalizada a una temperatura de 513°C. La figura 3(b) representa la velocidad de enfriamiento a 10°C/s, donde se aprecia a una temperatura de 559°C la aparición de Bainita (Bs), la cual da por finalizada a 349°C, enseguida empieza la transición a martensita (Ms) la cual inicia a una temperatura de 297 °C y finaliza a los 176°C. La figura 3(c) representa la velocidad de enfriamiento a 20°C/s, donde se puede apreciar a una temperatura de 527°C la aparición de Bs, la cual da por finalizada a los 329°C a una temperatura de 668°C se puede ver la transición a perlita, la cual da por finalizada a una temperatura de 513°C.

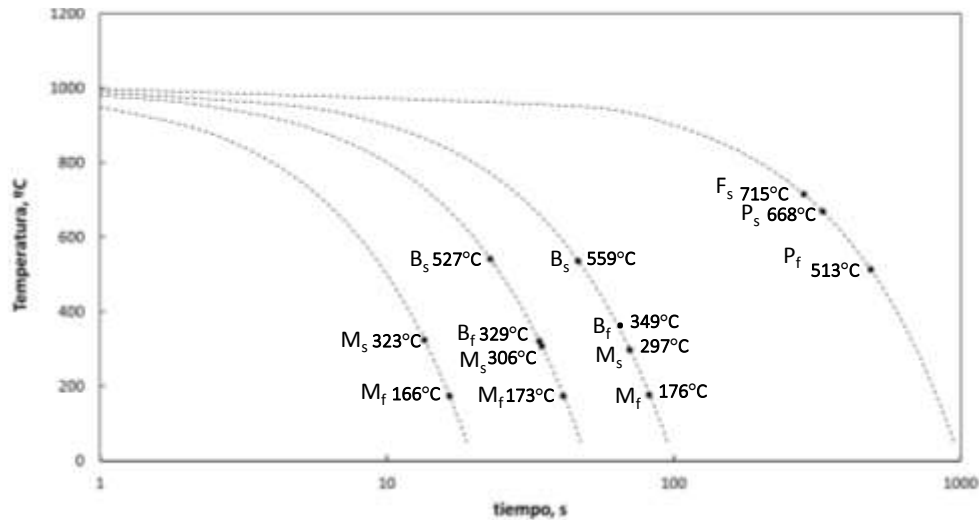
La figura 3(d) representa la velocidad de enfriamiento a 50°C/s, donde se puede apreciar a una temperatura de 323°C la aparición de Ms, la cual da por finalizada a una temperatura de 166°C (Chen et al., 2019). La Figura 4 representa las curvas CCT para el acero FCA y las cuatro diferentes velocidades de enfriamiento obtenidas de las curvas de dilatometría en donde en cada una de ellas se puede apreciar las temperaturas de transición de fase. La velocidad 1°C/s presentó la fase perlita y ferrita (P+F), las velocidades de 10 y 20°C indican la presencia de bainita y martensita (B + M), y la velocidad de 50°C/s presenta solo la fase martensita (M). En la tabla 5 se pueden ver las temperaturas a las que se presentaron los cambios de fase.

Figura 3 Determinación de las temperaturas de transformación del acero FCA con velocidades de enfriamiento: a) 1°C/s, b) 10°C/s, c) 20°C/s y d) 50°C/s



Fuente de Consulta: Propia Elaboración

Figura 4 Curvas CCT del acero FCA con las temperaturas de transformación.



Fuente de Consulta: Propia Elaboración

Tabla 5 Temperaturas de transformación obtenidas a diferentes velocidades de enfriamiento

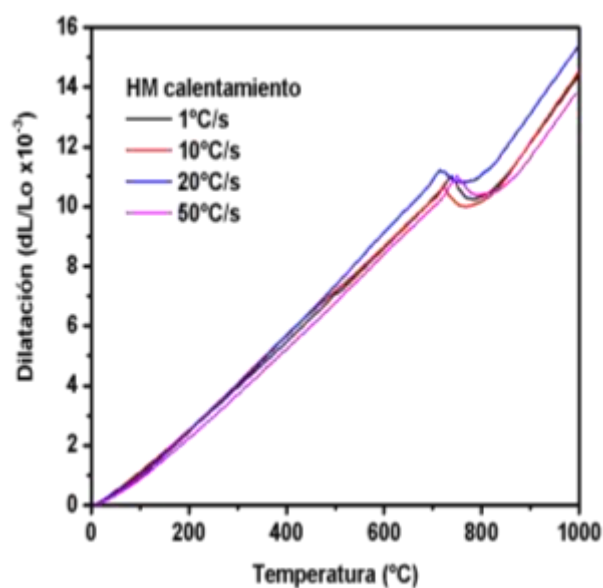
Velocidad de enfriamiento (°C/s)	Temperatura de transformación de fase (°C)			
	Inicio Fase 1	Fin Fase 1	Inicio Fase 2	Fin Fase 2
50	323	166		
20	306	173	527	329
10	297	176	559	349
1	715		668	513

Fuente de Consulta: Propia Elaboración

4.1.1 Curvas CCT para el acero HM

Las muestras se sometieron a análisis de transición de fases para lo que fueron calentadas hasta la temperatura de 1000°C a una velocidad de 40°C/s. La figura 5 presenta las curvas de calentamiento de las cuatro muestras HM sometidas a ensayo de dilatometría, a partir de dichas curvas se obtuvo que las temperaturas de austenización corresponden a $Ac_1 = 704.5^\circ\text{C}$ y $Ac_3 = 851.5^\circ\text{C}$. las temperaturas determinadas de las curvas de calentamiento se muestran en la tabla 6.

Figura 5 Curvas de calentamiento de las muestras HM



Fuente de Consulta: Propia Elaboración

Tabla 6 Temperaturas de transformación a diferentes velocidades de calentamiento para el acero HM

Muestra	AC ₁ (°C)	AC ₃ (°C)
1°C/s	704	851
10	703.5	857
20	705	856
50	704	853
Promedio	704.5	851.5

Fuente de Consulta: Propia Elaboración

También, se calculó el coeficiente de expansión térmica mediante la ec. 1 para los aceros HM para la transición de fase de $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ y la transición de γ (Chen Z. 2019) como se indica en la tabla 7.

Tabla 7 Determinación del coeficiente de expansión térmica del Acero FCA

Transición de fase	Coeficiente de expansión térmica, α (°C ⁻¹)
$\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$	1.212×10^{-6}
γ	1.811×10^{-6}

Fuente de Consulta: Propia Elaboración

La figura 6 presenta la familia de curvas de enfriamiento a las velocidades de 1, 10, 20 y 50 °C/s que se analizan de manera individual. Se calculó la primera y la segunda derivada para determinar las temperaturas a las que se presentaron los cambios de fase mostrados en la tabla 6 y que se representan en la figura 7.

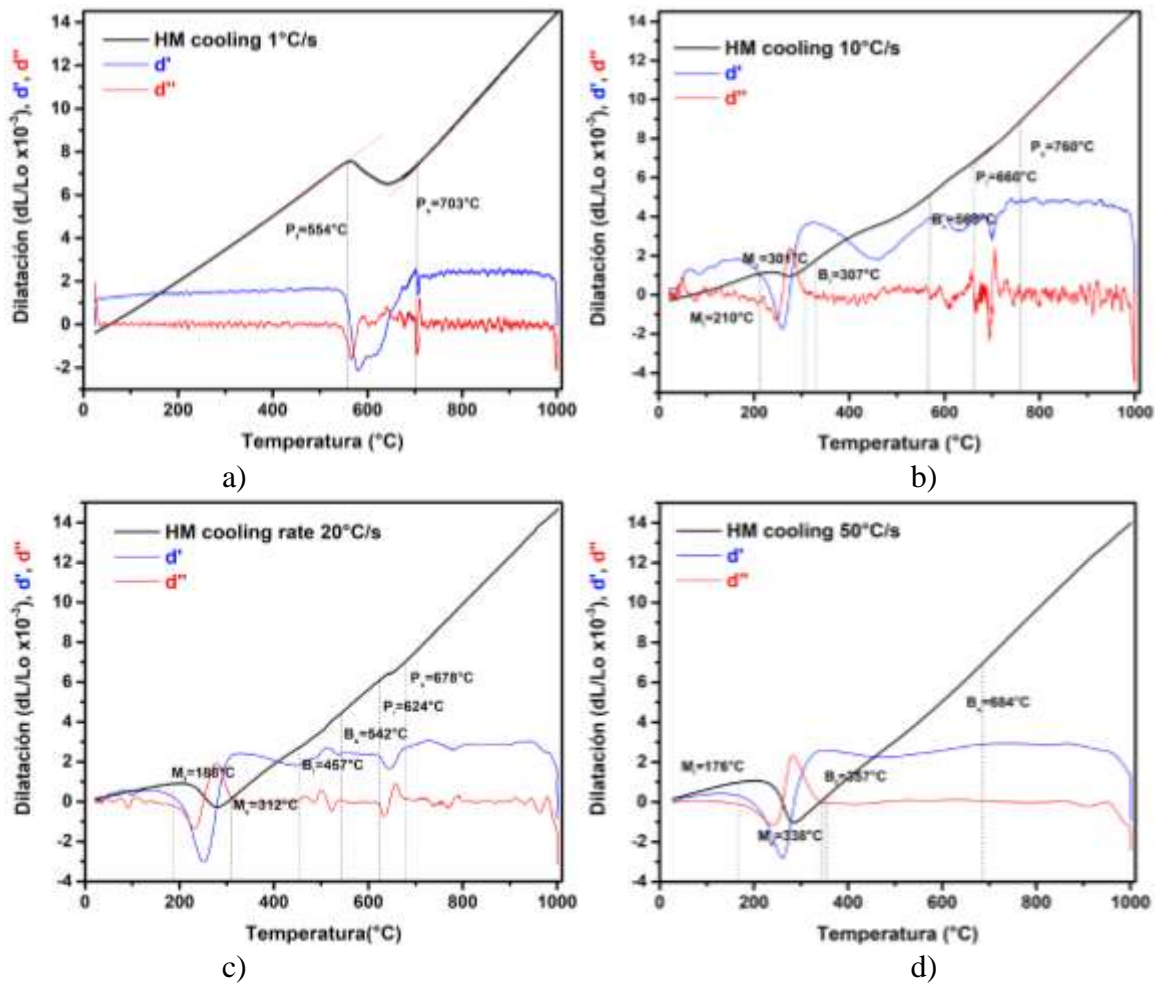
La figura 6(a) representa la velocidad de enfriamiento a 1°C/s, donde se aprecia a una temperatura de 703°C la aparición de perlita, la cual da por finalizada a una temperatura de 554°C. La figura 6(b) representa la velocidad de enfriamiento a 10°C/s, donde se aprecia la aparición de perlita a una temperatura de 760°C la cual finaliza a 660°C, existe una transición de fase, la cual es convertida a Bs a una temperatura de inicio de 568°C y finaliza a una temperatura de 307°C para iniciar la siguiente fase que es la Ms, la cual inicia a 301°C para finalizar a los 210°C.

La figura 6(c) representa la velocidad de enfriamiento a 20°C/s, donde se aprecia la aparición de perlita a una temperatura de 678°C la cual finaliza a los 624°C, después existe una transición de fase, la cual es convertida a Bs a una temperatura de inicio de 542°C y finaliza a una temperatura de 457°C para iniciar la siguiente fase que es la Ms, la cual inicia a los 312°C para finalizar a los 188°C.

La figura 6(d) representa la velocidad de enfriamiento a 50°C/s, donde se aprecia la aparición de Bs a una temperatura de 684°C la cual finaliza a 357°C, existe una transición de fase, la cual es convertida a Ms a una temperatura de inicio de 338°C y finaliza a una temperatura de 176°C (Chen Z. 2019).

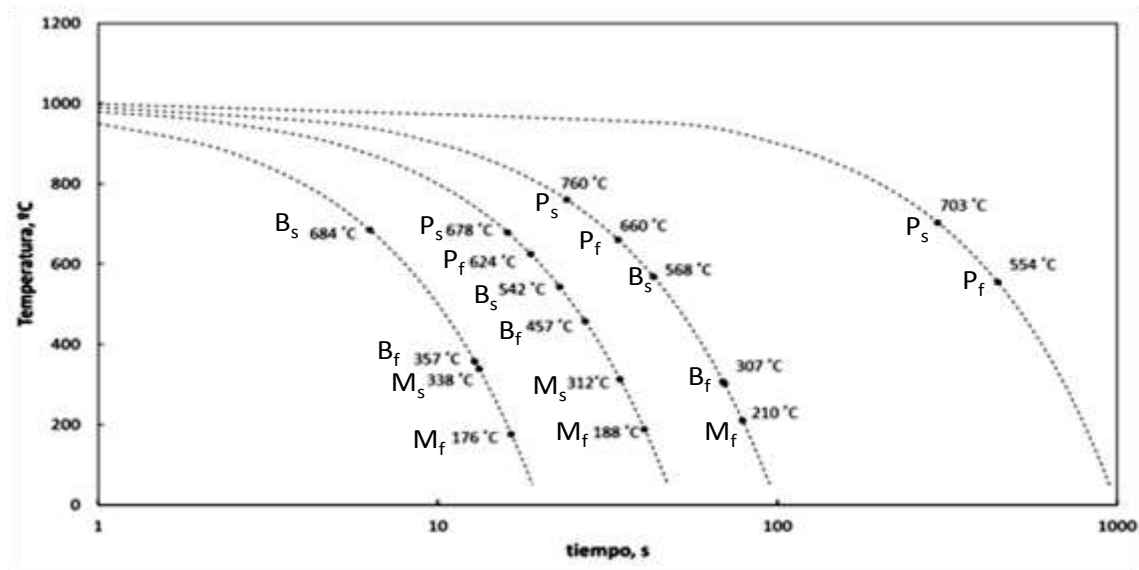
La figura 7 representa las curvas CCT para el acero HM y las cuatro diferentes velocidades de enfriamiento obtenidas de las curvas de dilatometría en donde en cada una de ellas se puede apreciar las temperaturas de transición de fase. La velocidad 1°C/s presentó la fase perlita y ferrita (P + F), las velocidades de 10 y 20°C indican la presencia de perlita, bainita y martensita (P + B + M), y la velocidad de 50°C/s presenta solo las fases bainita y martensita (B+M). En la tabla 8 se pueden ver las temperaturas a las que se presentaron los cambios de fase.

Figura 6 Determinación de las temperaturas de transformación del acero HM enfriado a a) 1°C/s, b) 10°C/s, c) 20°C/s y d) 50°C/s



Fuente de Consulta: Propia Elaboración

Figura 7 Curvas CCT del acero HM con las temperaturas de transformación



Fuente de Consulta: Propia Elaboración

Tabla 8 Temperaturas de transformación obtenidas a diferentes velocidades de enfriamiento

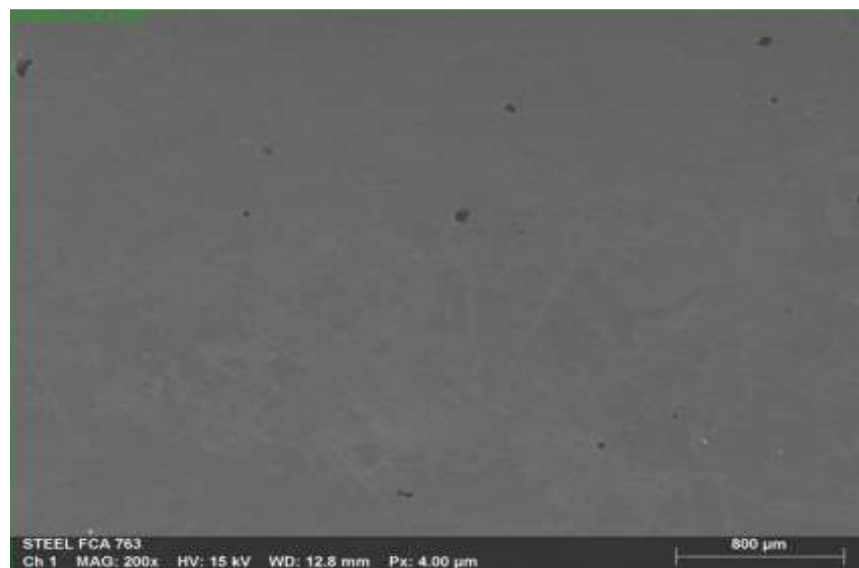
Velocidad de enfriamiento (°C/s)	Temperatura de transformación de fase (°C)					
	Inicio Fase 1	Fin Fase 1	Inicio Fase 2	Fin Fase 2	Inicio Fase 3	Fin Fase 3
50	684	357	338	176		
20	678	624	542	457	312	188
10	760	660	568	307	301	210
1	703	554				

Fuente de Consulta: Propia Elaboración

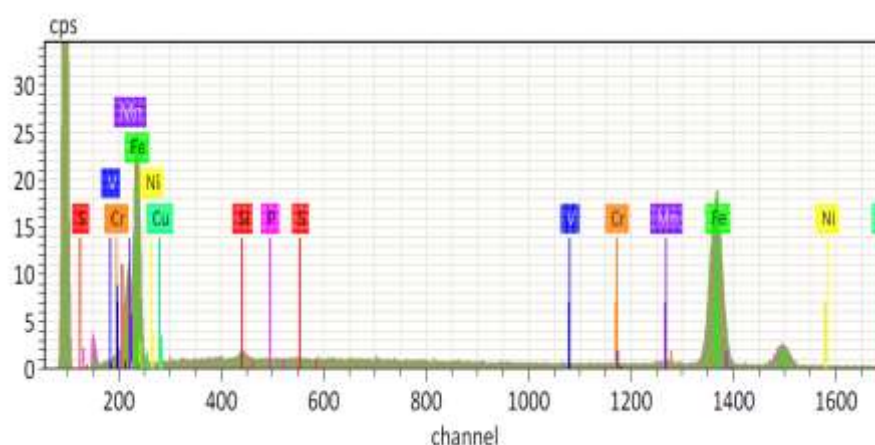
4.2. Caracterización por Microscopía óptica (MO) y Microscopía electrónica de barrido (MEB)

4.2.1 Análisis elemental por EDS del acero FCA.

Las figuras 8 y 9 presentan la microestructura del acero FCA antes de los tratamientos térmicos y los resultados del análisis elemental por medio de EDS. También, las figuras 10 y 11 presentan la microestructura del acero HM antes del tratamiento térmico y el análisis elemental. La tabla 9 presenta los valores del análisis elemental de los aceros FCA y HM que indican hay una relación dentro de los límites de la composición nominal. Cabe mencionar, el análisis elemental del carbono no pudo ser determinada debido a interferencia de la sonda, lo que solo se indica la concentración de dicho elemento.

Figura 8 Micrografía por MEB de la microestructura del acero FCA

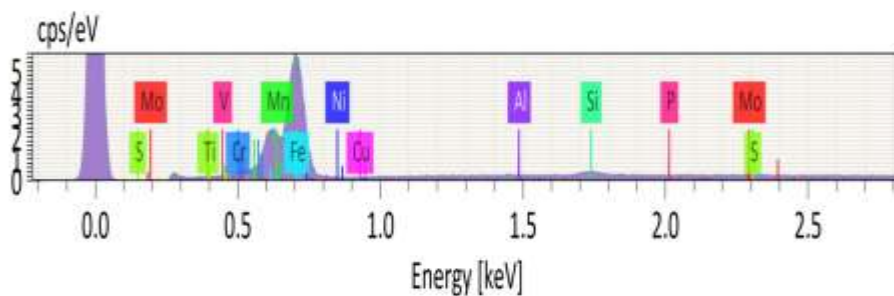
Fuente de Consulta: Propia Elaboración

Figura 9 Espectro EDS elemental del acero FCA

Fuente de Consulta: Propia Elaboración

Figura 10 Micrografía por MEB de la microestructura del acero HM

Fuente de Consulta: Propia Elaboración

Figura 11 Espectro EDS elemental del acero HM

Fuente de Consulta: Propia Elaboración

Tabla 9 Composición del acero FCA y HM obtenida por EDS

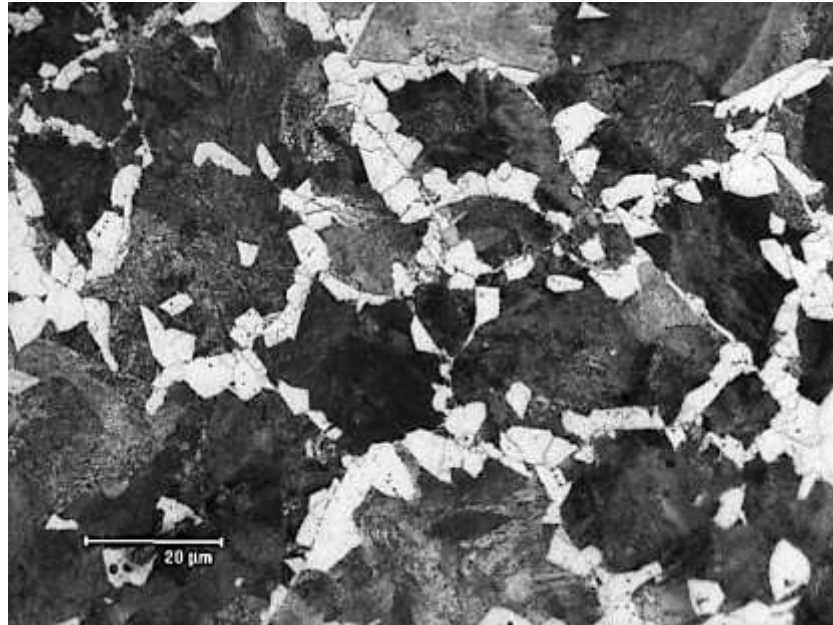
Acero	Nombre	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	N
S36MS1V	FCA	0.36-0.40 nominal	0.66	1.30	0.02	0.07	0.20	0.08	0.15	0.00	0.11	0.00	0.00
38MnVS6	HM	0.34-0.41 nominal	0.57	1.21	0.03	0.02	0.04	0.00	0.28	0.04	0.1	0.03	0.01

Fuente de Consulta: Propia Elaboración

4.2.2 Determinación de las fases presentes por microscopía óptica

La Figura 12 representa la microestructura del acero FCA, dicha micrografía se tomó antes del tratamiento térmico de temple y después del forjado, en ella se puede observar una microestructura constituida por la fase ferrita, la cual se puede observar en los granos blancos y por perlita que son los granos gris oscuro.

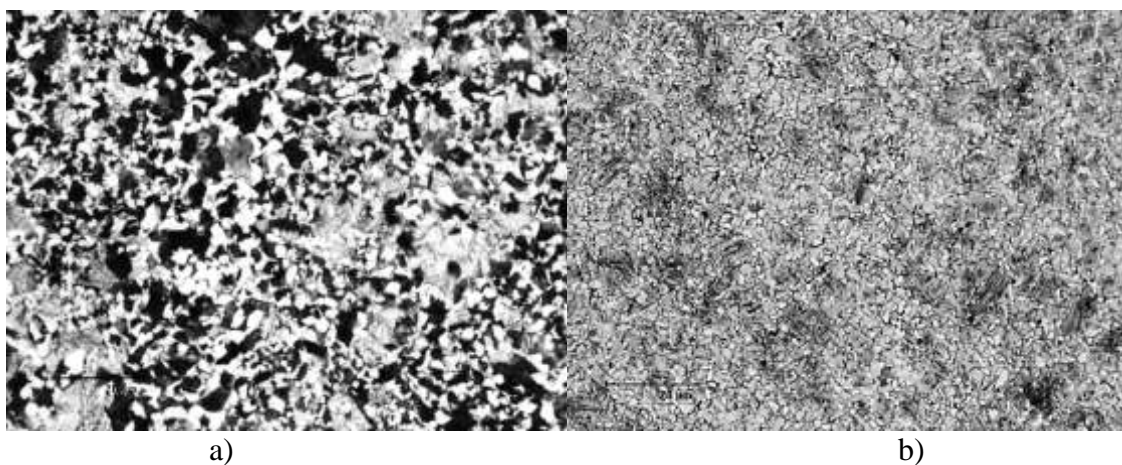
Figura 12 Microestructura de la pieza de llegada (previo al tratamiento térmico del cigüeñal)

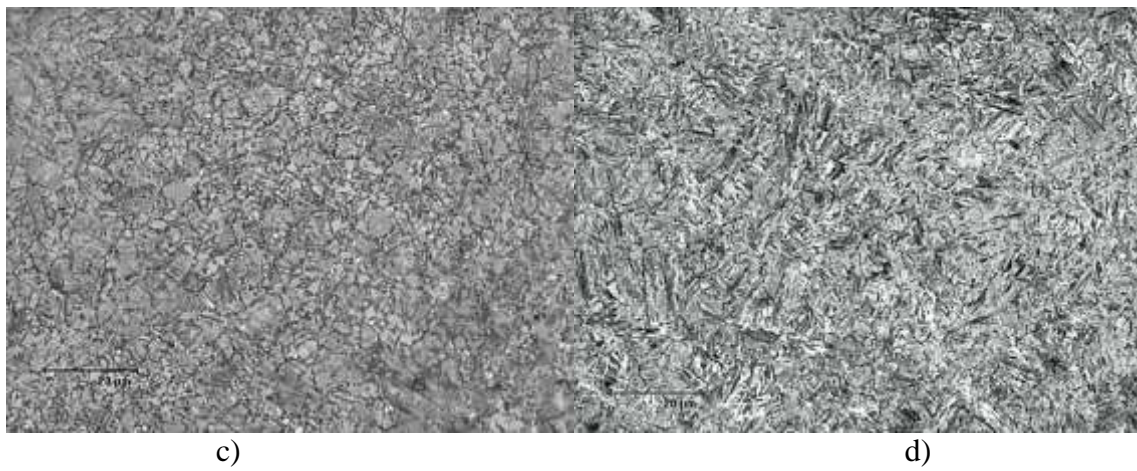


Fuente de Consulta: Propia Elaboración

La Figura 13 presenta la microestructura de las cuatro velocidades de enfriamiento para el acero FCA. La figura 13(a) muestra la microestructura obtenida para la velocidad de enfriamiento de $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, la cual se aprecia la fase ferrita (blanca) identificada en la zona inter e intragranular y perlita (gris oscuro), en la cual los granos ya se pueden apreciar más pequeños debido al grado de enfriamiento (Herbst S. 2016). En la figura 13(b), puede observarse la microestructura de la muestra enfriada a $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, en la imagen pueden observarse algunas agrupaciones de agujas correspondientes a bainita, acompañadas de granos de austenita en los cuales va creciendo la martensita. La figura 13(c) se muestra la microestructura de la muestra enfriada a una velocidad de $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, en dicha figura se observan agujas finas de martensita y bainita. La figura 13(d) presenta la microestructura correspondiente a la muestra enfriada a una velocidad de $50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, en dicha imagen puede observarse que las agujas de martensita son más gruesas que las encontradas a velocidad de $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, ya que el grado de enfriamiento permite una transformación adifusional (Porter, 1992).

Figura 13 Microestructuras del acero FCA a las velocidades de enfriamiento a) $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, b) $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, c) $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ y d) $50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$



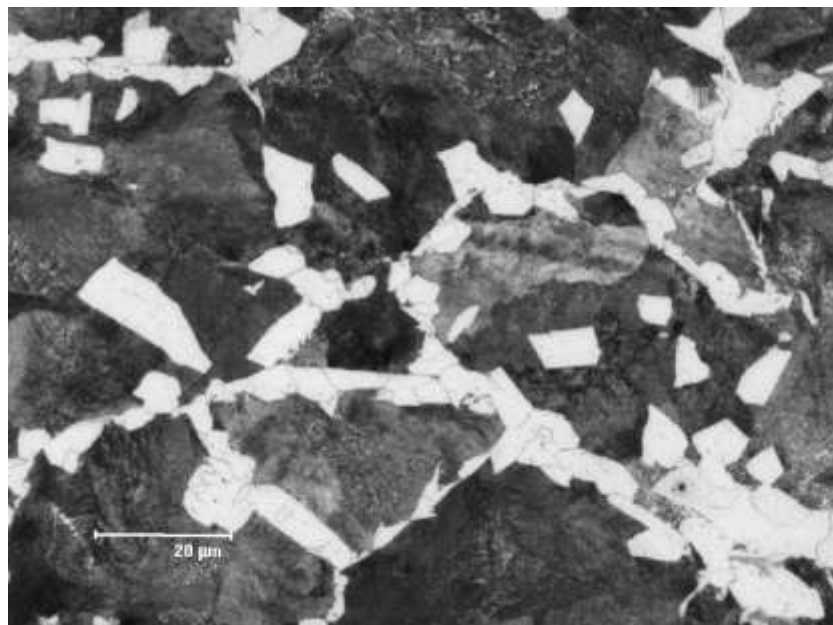


Fuente de Consulta: Propia Elaboración

4.2.3 Determinación de las fases presentes obtenidas por dilatometría para la aleación HM.

La Figura 14 se muestra la microestructura del acero HM, dicha micrografía se tomó antes del tratamiento térmico de temple y después del forjado, en ella se puede observar una microestructura constituida por la fase α (blanca) y por perlita (obscura).

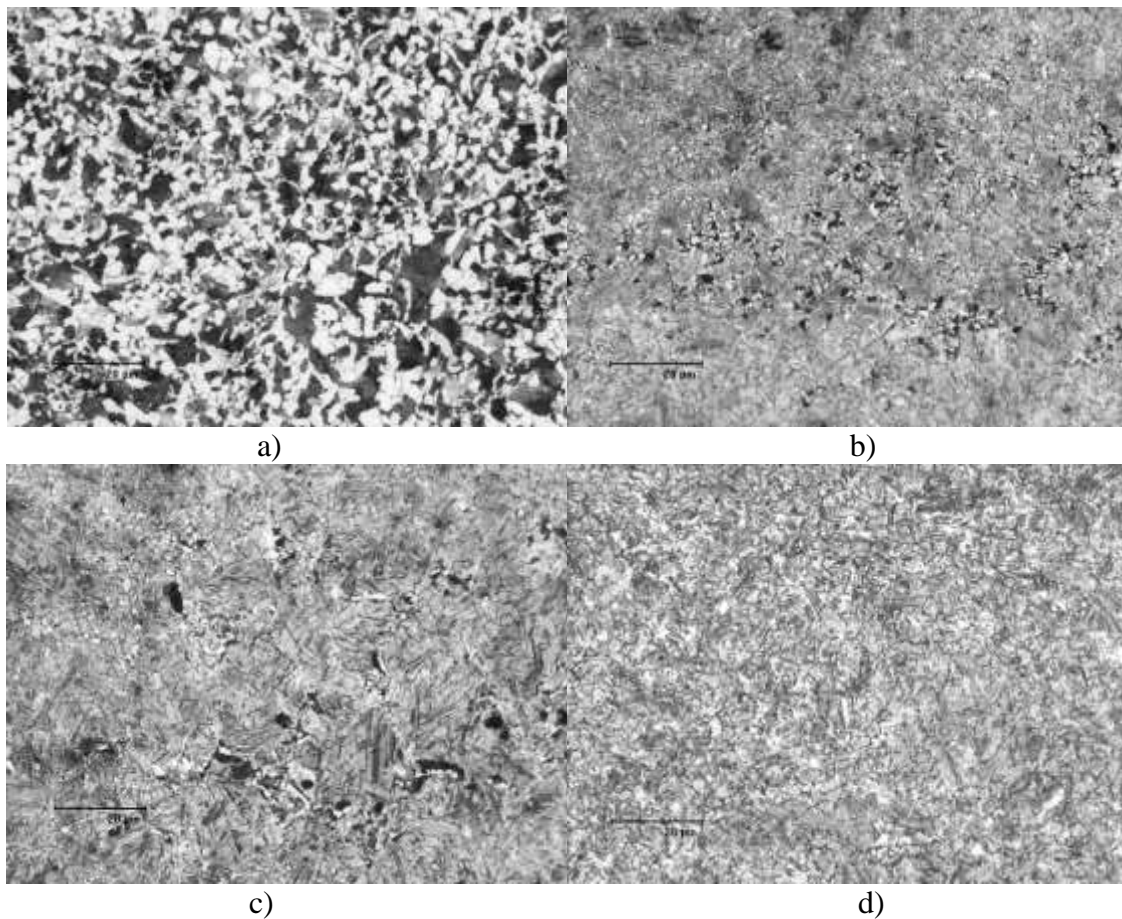
Figura 14 Microestructura de la pieza de llegada (previo al tratamiento térmico del cigüeñal)



Fuente de Consulta: Propia Elaboración

La Figura 15 presenta la microestructura de las cuatro velocidades de enfriamiento para el acero HM. La microestructura obtenida para el acero enfriado a la velocidad de $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, ver figura 15(a), la cual revela la fase ferrita y perlita, de igual manera hay una reducción en el tamaño de grano debido al grado de enfriamiento. La figura 15(b) se puede observar la microestructura de la muestra enfriada a $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ en la cual presenta agujas de martensita, además de formaciones de bainita y perlita, mientras que las formaciones claras podrían corresponder a austenita sin transformar (Karmakar et al., 2017). En la Figura 15(c) se muestra la metalografía de la muestra enfriada a una velocidad de $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, en dicha figura se observa una gran cantidad de agujas de martensita, agujas de bainita y granos de perlita aislados. En la Figura 15(d) se presenta la microestructura correspondiente a la muestra enfriada a una velocidad de $50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, en dicha imagen pueden observarse agujas de martensita, así como agujas de bainita, lo que indica que todavía no se alcanza el 100% de transformación a la fase martensita, lo que podría modificar la dureza del acero (Porter, 1992).

Figura 15 Microestructuras del acero HM a las velocidades de enfriamiento a) 1°C/s, b) 10°C/s, c) 20°C /s y d) 50°C/s



Fuente de Consulta: Propia Elaboración

4.2.4 Determinación de la dureza del acero FCA y HM

La tabla 10 presenta los resultados de la dureza en escala HRC y HV para los aceros FCA y HM. Se determinó que las fases presentes se relacionan directamente con la velocidad de enfriamiento. Así que, al aumentar la velocidad de enfriamiento para cada acero existe un aumento de la dureza y su correspondiente la transición de fases. Observando que la martensita presenta la mayor dureza y la mezcla martensita + bainita y ferrita + bainita presentan una dureza intermedia, lo que para la mezcla ferrita + perlita la dureza es la menor. Esto permitirá a la empresa delimitar las especificaciones de control para evitar las no conformidades a los clientes que internos y externos solicitan la calidad deseada.

Tabla 10 Determinación de la dureza del acero FCA y HM

Velocidad de enfriamiento (°C/s)	Fases	FCA		HM		
		HRC	HV	Fases	HRC	HV
50	M	53.43	568.33	M+B	52.60	554.33
20	M+B	44.03	435.33	M+B	45.40	450.67
10	B+F	39.27	393	B+F	45.57	453.33
1	F+P	26.27	274.67	F+P	15.67	222.33

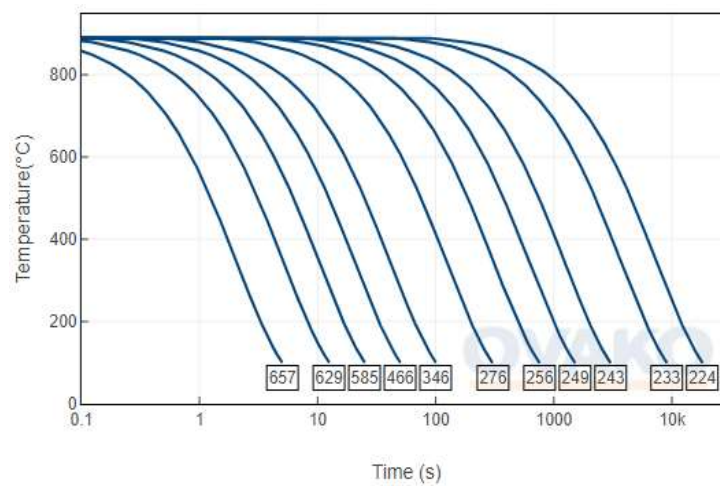
Fuente de Consulta: Propia Elaboración

4.3 Simulación de las curvas CCT

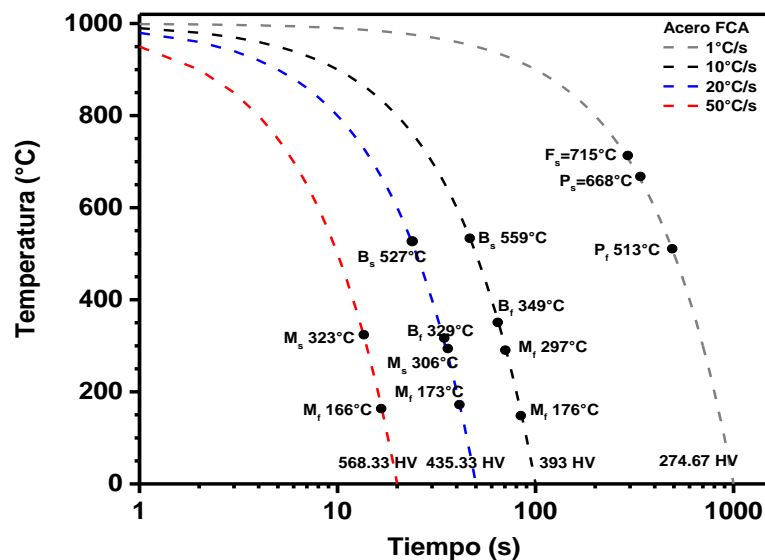
4.3.1 Simulación y comparación de las curvas CCT del acero FCA.

La figura 16 y 17 representan las curvas CCT del acero FCA y HM, las cuales se utilizaron la composición que se obtuvo por medio del análisis EDS el cual se indica en la sección de la caracterización por microscopía electrónica de barrido. La figura 16(a) presenta las curvas CCT obtenidas mediante el simulador OVAKO y la figura 16(b) las curvas CCT experimentales para el acero FCA. Se puede observar que las cuatro velocidades de enfriamiento se encuentran cercanos los valores de dureza. Para la velocidad de 1°C/s la dureza simulada es de 256 HRC y la experimental es 274 HRC, la velocidad de 10°C/s simula es de 346 HRC mientras que la experimental es 393 HRC, la velocidad de 20°C presenta 466 HRC y la experimental 435 HRC y por último la velocidad de 50°C la dureza calculada es 585 HRC y la experimental 568 HRC. La correlación entre las curvas CCT calculadas y la experimental es similar debido a que no se consideran algunos elementos como el P y S en los cálculos. También, tendríamos una referencia de las curvas que complementarían el mapeo de las transiciones de fase con la dureza calculada.

Figura 16 Curvas CCT del acero FCA incluyendo imagen de la dureza mediante a) simulador y por medio de b) dilatometría



a)



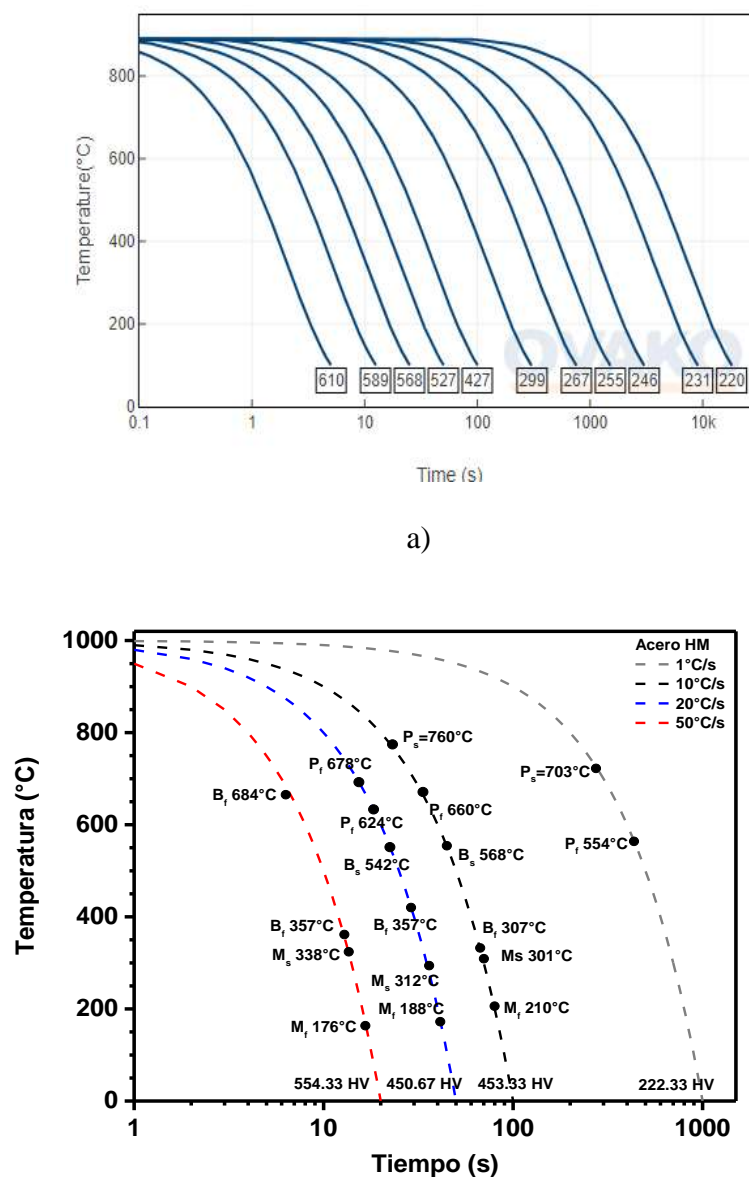
b)

Fuente de Consulta: a) Simulador OVAKO y b) Propia Elaboración

4.3.2 Simulación de las curvas CCT del acero HM.

La figura 16(a) presenta las curvas CCT obtenidas mediante el simulador OVAKO y la figura 16(b) las curvas CCT experimentales para el acero FCA. Se puede observar que las cuatro velocidades de enfriamiento se encuentran cercanos los valores de dureza. Para la velocidad de 1°C/s la dureza simulada es de 267 HRC y la experimental es 222 HRC, la velocidad de 10°C/s calculada es de 427 HRC mientras que la experimental es 453 HRC, la velocidad de 20°C presenta 527 HRC y la experimental 450 HRC y por último la velocidad de 50°C la dureza calculada es 568 HRC y la experimental 554 HRC. La correlación entre las curvas CCT calculadas y la experimental difieren al menos en dos velocidades la 1°C/s y 20°C/s debido a que no se consideran algunos elementos como el P y S en los cálculos. También, tendríamos una referencia de las curvas que complementarían el mapeo de las transiciones de fase con la dureza calculada. Así que para lograr la máxima dureza de 589 HRC y el 100% de martensita transformado sería aumentar la velocidad por arriba de 50°/s.

Figura 17 Curvas CCT del acero HM incluyendo imagen de la dureza mediante a) simulador y por medio de b) dilatometría



Fuente de Consulta: a) Simulador OVAKO y b) Propia Elaboración.

Agradecimiento

Agradecemos los autores el financiamiento TecNM-TEsJo e instituciones participantes.

Agradecemos las imágenes de microscopía óptica al C. Alfredo Fuentes Núñez.

Conclusiones

La correlación entre la dureza, la velocidad de enfriamiento y la microestructura del acero FCA y HM se investigó utilizando la prueba CCT y por medio del cálculo por medio de OVAKO.

Se determinaron las temperaturas de austenización para el acero FCA y HM las cuales son 865 y 851.5°C las cuales ayudaran a monitorear en el proceso estén por arriba de AC_3 para lograr un eficiente calentamiento. Normalmente, la dureza aumenta a medida que la velocidad de enfriamiento aumenta. La prueba también se analizó utilizando la microscopía óptica y de barrido, la cual determinan la importancia del análisis de la microestructura que cambia dependiendo de las velocidades de enfriamiento.

El diagrama CCT de los aceros FCA y HM ha sido precisamente construido en esta obra. El cálculo de las curvas CCT mediante OVAKO presentan una herramienta para predeterminar la dureza del acero microaleado. Combinando el diagrama CCT y el cálculo de las curvas se puede establecer una relación entre microestructura y propiedades mecánicas para controlar y optimizar los procesos de tratamiento térmico de temple y de forja.

Referencias

- Angarita, C. Moewis, P., y Saenz, L. (2003) Evaluación del comportamiento mecánico de un acero microaleado X-60 laminado en frío y sometido a un tratamiento térmico de recocido. *Revista Ingeniería Química* 10, 28-36. <http://www.redalyc.org/articulo.oa?id=70710304>
- Belzunce F. (2001). Aceros y fundiciones: estructuras, transformaciones, tratamientos termicos y aplicaciones. España. Universidad de Oviedo. Pp. 48-87.
- Cabrera, M., Mejia, I., y Medina, S. (2018). Analysis of continuous cooling transformation curves in carbon and microalloyed steels: experimental vs prediction. 22a Conferencia del Acero IAS. Pp. 2-8 *Argentina*. Instituto Argentino de Siderurgia.
- Chen, C.C., , Yang, R.J., Chen, C.C., y Chen, S.F. (2016). Microstructural characterization and strengthening behavior of nanometer sized carbides in Ti–Mo microalloyed steels during continuous cooling process. *Material Characterization* 14, 18-29. DOI10.1016/j.matchar.2016.01.023
- Chen, Z., Nash, P., y Zhang, Y. (2019). Correlation of cooling rate, microstructure, and hardness of S34MNV steel. *Metallurgical and Materials Transactions B* 50, 1-11. DOI: 10.1007/s11663-019-01621-0
- Fu, X.J., Dong, L.X., y Sing H.W. (2011). Study of the coefficient of thermal expansion for steel Q235,» *Advanced Materials Research*, 194-196. 10.4028/www.scientific.net/AMR.194-196.326
- Gómez, M.T., Martín N.J., Águeda C.E., j. García, J.L., y Gonzalo, G.L. (2007). Elementos fijos. Thomson Paraninfo. España. Pp. 78-98.
- Graux, A., Cazottes, S., y Castro, D. (2019). Precipitation and grain growth modelling in Ti-Nb microalloyed steels. *Materialia* 5, <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100233>
- Herbst, S., Schledorn, M., Maier, H.J., Milenin, A., y Nürnberger, F. (2016). Process integrated heat treatment of a microalloyed medium carbon steel: microstructure and mechanical properties. *Journal of Materials Engineering and Performance* 25(4), 1453–1462. <https://doi.org/10.1007/s11665-016-2004-9>
- Karmakar, A., Sahu, P., Neogy, S., Chakrabarti, D., Mitra, R., Mukherjee, S., y Kundu, S. (2017). Effect of cooling rate and chemical composition on microstructure and properties of naturally cooled vanadium-microalloyed steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* 48, 1581-1595. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-3964-6>

Kumar, V., y Kumar, S. (2015). Continuous cooling transformation behavior in the weld coarse grained heat affected zone and mechanical properties of Nb-microalloyed and HY85 steels. *Materials and Design* 90, 177-184. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.071

Li, X., Li, F., Cui, Y., Xiao, B. y Wang, X. (2016). The effect of manganese content on mechanical properties of high titanium microalloyed steels. *Materials Science and Engineering A* 677, 340-348. DOI: 10.1016/j.msea.2016.09.070

Porter D. y Easterling K. (1992). *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Springer Science Business Hong Kong. Pp. 263-379.

Ramírez, M., y Brandaleze, E. (2016). Obtencion de curvas de enfriamiento continuo de aceros de bajo carbono microaleados mediante dilatométrias a diferentes rapidezces de enfriamiento. *Avances en Ciencias e Ingenierias* 7, 45-53. <http://www.redalyc.org/articulo.oa?id=323647579005>

Seymour, R.B., y Carraher, C.E. (1995) *Introduccion a la quimica de los polimeros*. Reverte. Barcelona. Pp. 45-63

Skubisz, P., Adrian, H., Sinczak, J. (2011). Controlled cooling of drop forged microalloyed-steel automotive crankshaft. *Archives of Metallurgy and Materials* 56, 93-107. doi: 10.2478/v10172-011-0011-2

Stahleise, V. (1981). *El acero en la cosntrucción*. Reverté, España. Pp. 50-65.

Suarez, M., Herrera-Becerra, R., Valdez, S., Campillo B., y Juarez-Islas, J. (2009). Procesamiento y caracterizacion de aceros microaleados revenidos al aluminio. *Revista Mexicana de Física* 55, 472-476.