

ANÁLISIS TERMOMECAÁNICO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE ACEROS POR EL MÉTODO DEL ELEMENTO FINITO

Martin Risso^a, Tomás Echarri^b y Juan Manuel Echarri^c

^aFacultad de Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata, Calle 1 y 47, 1900 La Plata, Argentina, martin.r.risso@gmail.com

^bUIDET IAME, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata, Calle 1 y 47, 1900 La Plata, Argentina, tomas.echarri@ing.unlp.edu.ar

^cUIDET LIMF, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata, Calle 1 y 47, 1900 La Plata, Argentina, juanmanuel.echarri@ing.unlp.edu.ar

1. INTRODUCCIÓN

Los tratamientos térmicos (TT) son utilizados para controlar distribución, tamaño y morfología de las fases y micro-estructuras presentes en las aleaciones. Dichos procesos se utilizan para controlar la dureza, la resistencia mecánica global y sus aplicaciones derivadas.

En la actualidad es posible encontrar diferentes casos de aplicación del modelado de TT, sin embargo, la complejidad del acoplamiento del problema termo-mecánico-metalúrgico no siempre está resuelta a los fines predictivos.

2. MODELO Y SIMULACIÓN

Modelo metalúrgico. Para la descomposición de la austenita en fases difusivas (ferrita, perlita, bainita) el modelo de cinética de reacción utilizado se basa en la modificación por Li et al. (1998) del modelo original desarrollado por Kirkaldy y Venugopalan (1983). La forma general de las transformaciones difusivas en este modelo está descrita por las fórmulas de tipo Zener y Hillert:

$$\tau(X_D, \theta) = \frac{F(C, Mn, Si, Ni, Cr, Mo; G)}{\Delta\theta^n \exp(-Q/R(\theta + 273))} S(X_D), \quad (1)$$

donde τ es el tiempo para formar una fracción X_D a la temperatura θ . El mismo depende de la composición química del acero en % en peso y G es el número de grano ASTM; $\Delta\theta$ es el subenfriamiento, y Q es la energía de activación de la reacción difusional. El exponente de subenfriamiento n está determinado por el mecanismo de difusión efectivo ($n = 2$ para difusión volumétrica y $n = 3$ para difusión por borde). $S(X_D)$ es el término velocidad de reacción, el cual es una aproximación del efecto sigmoide de las transformaciones de fase.

Para la cinética de la transformación martensítica se utiliza el modelo propuesto por Koistinen y Marburger (1959). El exceso de transformación martensítica para aleaciones de acero al carbono puede ser expresado como

$$X_M = 1 - \exp(\mu(M_S - \theta) + \psi(\sigma_{ij})) \quad (2)$$

donde X_M es la fracción volumétrica de martensita transformada y θ es la temperatura debajo de M_S . El coeficiente μ controla la transformación libre y la función ψ contempla la transformación inducida por tensión.

Por otro lado, la distribución de la dureza a lo largo de la probeta de Jominy se calcula usando la regla de las mezclas.

$$H\nu = X_M H\nu_M + X_B H\nu_B + (X_F + X_P) H\nu_{F+P}, \quad (3)$$

donde $H\nu$ es la dureza en Vickers, X_M , X_B , X_F y X_P son las fracciones de volumen de martensita, ferrita y perlita respectivamente, y $H\nu_M$, $H\nu_B$, $H\nu_{F+P}$ son las durezas de martensita, bainita y combinación de ferrita y perlita respectivamente. Fórmulas basadas empíricamente desarrolladas por Maynier, son usadas en el estudio para el cálculo de $H\nu_M$, $H\nu_B$, $H\nu_{F+P}$ como funciones de la composición del acero y la tasa de enfriamiento.

Modelo termo-mecánico. Si se desprecia la dinámica en el dominio mecánico la conservación de la cantidad de movimiento lineal implica que

$$\sigma_{ij,j} + \rho b_i = 0 \quad \text{en} \quad \Omega. \quad (4)$$

en el modelo elástico-plástico perfecto utilizado la función de fluencia es $F(\sigma_{ij}) = \sigma_{vM}(\sigma_{ij}) - \sigma_Y$, donde σ_Y es la tensión de fluencia. Si el régimen es elástico $\sigma_{ij} = C_{ijkl} u_{k,l} - \beta_{ij} \theta$, donde C_{ijkl} es el tensor de elasticidad y $\beta_{ij} = C_{ijkl} \alpha_{kl}$ depende del tensor de dilatación térmica. En régimen plástico la tasa de deformación se asume proporcional al estado de tensión desviador $\dot{\varepsilon}_{ij} = \lambda s_{ij}$. La tasa de deformación total se encuentra dividida en elástica, plástica, térmica y aquellas por dilatación estructural debido a transformaciones de fase y plasticidad de transformación, según

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^e + \dot{\varepsilon}_{ij}^p + \dot{\varepsilon}_{ij}^\theta + \dot{\varepsilon}_{ij}^m + \dot{\varepsilon}_{ij}^{tp}, \quad (5)$$

donde las deformaciones elásticas y térmicas corresponden a un material isótropo

$$\varepsilon_{ij}^e = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \sigma_{kk} \delta_{ij}, \quad \varepsilon_{ij}^\theta = \alpha \theta \delta_{ij}, \quad (6)$$

con módulo de Young E , coeficiente de Poisson ν y coeficiente de expansión térmica α siendo expresados por la regla de las mezclas (en función de las fases microestructurales presentes). La tasa de deformación debido a dilatación micro-estructural y plasticidad de transformación dependen de la fracción del constituyente I-ésimo.

La conservación de la energía implica

$$\rho c \dot{\theta} - (\kappa_{ij} \theta_{,j})_{,i} - \rho r - \sigma_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij}^p + \sum \rho_I l_I \dot{X}_I = 0, \quad (7)$$

siendo ρc la capacidad calorífica, $\kappa_{ij} = \kappa \delta_{ij}$ el tensor de conductividad térmica isótropo y $\{\rho, l, X\}$ son la densidad, el calor latente y la fracción volumétrica debido a la transformación de fase del I-ésimo constituyente.

Para la obtención de temperaturas y desplazamientos es realizado un modelo de elementos finitos (Bathe (1996)) con elementos cuadriláteros axisimétricos cuadráticos. En primera aproximación, se desprecian las contribuciones de la generación de calor debido a la deformación plástica y de las transformaciones de fase. Debido a que se consideran propiedades termomecánicas dependientes de la temperatura que implícitamente consideran las transformaciones

de fase se desprecian las deformaciones debido a dilatación micro-estructural y plasticidad de transformación.

Las condiciones de iniciales y de frontera del modelo térmico son temperatura de 890°C homogénea. En la superficie lateral y superior, enfriamiento por convección natural en aire y radiación al ambiente ambos a 300K (27°C). La superficie inferior esta sometida a enfriamiento por convección forzada en agua a 300K (27°C) (Inoue (1997)).

En el modelo mecánico se utiliza el campo de temperaturas resultante del estudio térmico y se restringe el único movimiento de cuerpo rígido presente.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

El ensayo de Jominy es un experimento para determinar la templabilidad de los aceros (Krauss (2005)). Para este ensayo, se utiliza una muestra de sección circular de 100 mm (4 pulg.) de longitud y 25 mm (1 pulg.) de diámetro. La muestra se calienta a temperatura de austenización durante tiempo suficiente hasta lograr que toda la microestructura sea austenita. Uno de los extremos de la muestra se enfría por medio de un chorro de agua durante 10 minutos. Cuando la probeta llega a temperatura ambiente, se mecanizan dos planos diametralmente opuestos de 0,4 mm (0,015 pulgadas) de profundidad y paralelos al eje de la barra. Posteriormente, se realizan mediciones de dureza para luego representarlas en un diagrama a intervalos especificados de distancia desde el extremo templado. A su vez, se realizan micrografías para determinar las microestructuras obtenidas.

La composición química del acero analizado se encuentra en la Tabla 1, donde se puede observar que corresponde con un acero del tipo SAE/AISI 4135. Al comparar la banda de templabilidad del acero con la curva de templabilidad de la probeta se observa que coincide en todo el rango, por lo cual, corresponde a un acero AISI 4135H. En la Figura 4a se observa la curva de templabilidad obtenida (curva celeste), junto con las bandas de templabilidad correspondientes para este acero.

Tabla 1: Composición química del espécimen analizado.

Elemento	C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo
Especimen	0,365	0,947	0,274	0,022	0,034	0,841	0,152
AISI 4135H	0,32-0,38	0,60-1,00	0,15-0,30	0-0,040	0-0,035	0,75-1,20	0,15-0,25

Al realizar observación microestructural a una distancia de 1/16 de pulgada del borde templado se distingue una microestructura predominantemente martensítica con posible austenita retenida (Figura 1a). En la Figura 1b se puede apreciar una marcada transición de fases y constituyentes. Se llega a esta posición desde microestructuras predominantemente adifusionales en el extremo templado, desarrollándose una región de estructura predominantemente bainítica hacia la región inferior de la micrografía y apreciándose la transición a bainita superior con la consecuente caída en la dureza desde los 12/16 de pulgada.

En las Figuras 1c y 1d se aprecia la presencia predominante de bainita superior. Al realizarse ensayo de dureza se evidenció que esta microestructura presenta una dureza de 30 HRC (compatible con durezas alcanzadas por este microconstituyente) estabilizándose en las últimas mediciones por lo que esta morfología se presenta a lo largo de la pieza a partir de los 30 mm de distancia del extremo templado. El acero presenta templabilidad suficiente para suprimir transformaciones completamente difusionales.

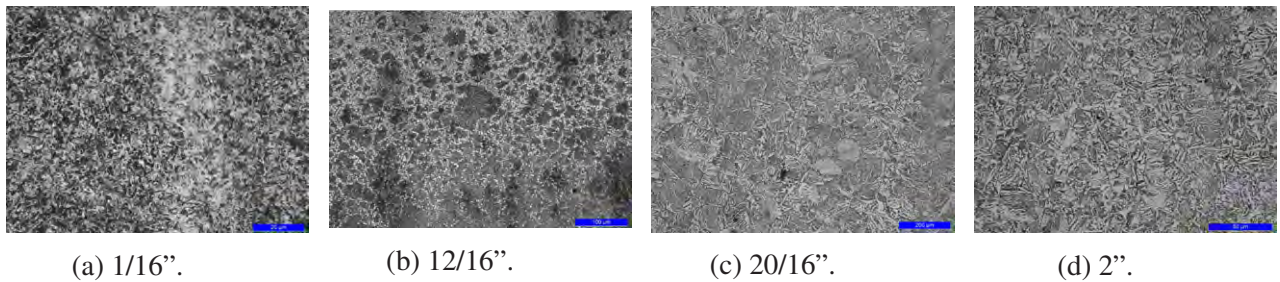


Figura 1: Micrografías realizadas (distancia medida desde el extremo templado).

4. RESULTADOS NUMERICOS

Los resultados del análisis termo-mecánico (Figura 2) se presentan para algunos instantes del transitorio mediante contornos de temperatura ($^{\circ}\text{C}$), tensión de von Mises (MPa), región plastificada y deformación plástica acumulada.

A partir de las curvas de enfriamiento obtenidas se integran las ecuaciones de evolución para la formación de microestructuras difusivas y displacivas. En la Figura 3 se presentan las curvas de enfriamiento en conjunto con las curvas CCT para el primer y el último punto de medición, y en la Figura 4b fracciones volumétricas de los distintos microconstituyentes a lo largo de la probeta.

Para contrastar los resultados numéricos y experimentales se estima la dureza obtenida por el modelo numérico desarrolladas por Maynier. Los resultados se presentan en la Figura 4a, donde es posible observar que existe correlación entre los resultados numéricos y experimentales.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se investigó la simulación del tratamiento térmico de aceros utilizando un modelo de elementos finitos del ensayo de Jominy y modelos metalúrgicos para la descomposición de la austenita.

Las curvas de dureza muestran correlación con las curvas de laboratorio. Las observaciones realizadas a través de micrografías coinciden con las fases y microestructuras calculadas. A su vez, es necesario realizar un análisis estadístico de las mediciones experimentales.

En el centro del extremo templado se aprecian las mayores tensiones de compresión de la probeta, mientras que en la región central, alrededor de 1/2 pulgada desde el extremo templado, se tienen las máximas tensiones de tracción permanentes.

Al finalizar el proceso de temple, se obtiene una deformación plástica de 0.53 % en el centro del extremo templado. También se observa deformación plástica en la región comprendida entre 4/16 in y 10/16 in desde el extremo templado, de 0.30 % la cual podría explicar el incremento de dureza localizado.

REFERENCIAS

- Bathe K.J. *Finite elements of procedures*. McGraw Hill, New York, USA, 1996.
- Inoue T. *The Japanese sword: The material, manufacturing and computer simulation of quenching process*, volumen 3. 1997.
- Kirkaldy J. y Venugopalan D. *Phase Transformations in Ferrous Alloys*. AIME, 1983.
- Koistinen D. y Marburger R. *A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-Martensite Transformation in Pure Iron-Carbon Alloys and Plain Carbon Alloys*. 1959.

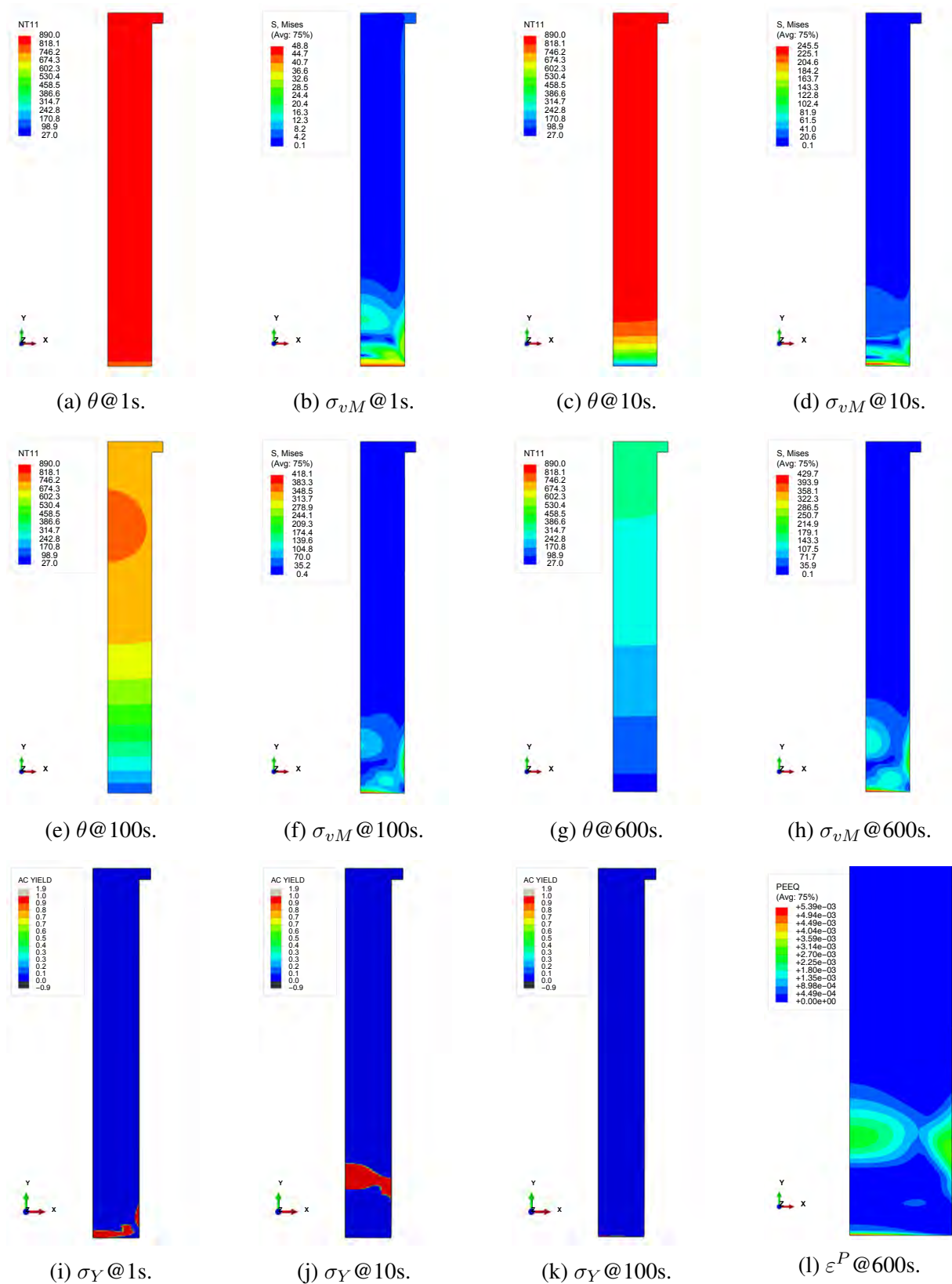


Figura 2: Resultados del modelo termomecánico.

Krauss G. *Steels: Processing, Structure, and Performance*. ASM International, 2005. ISBN

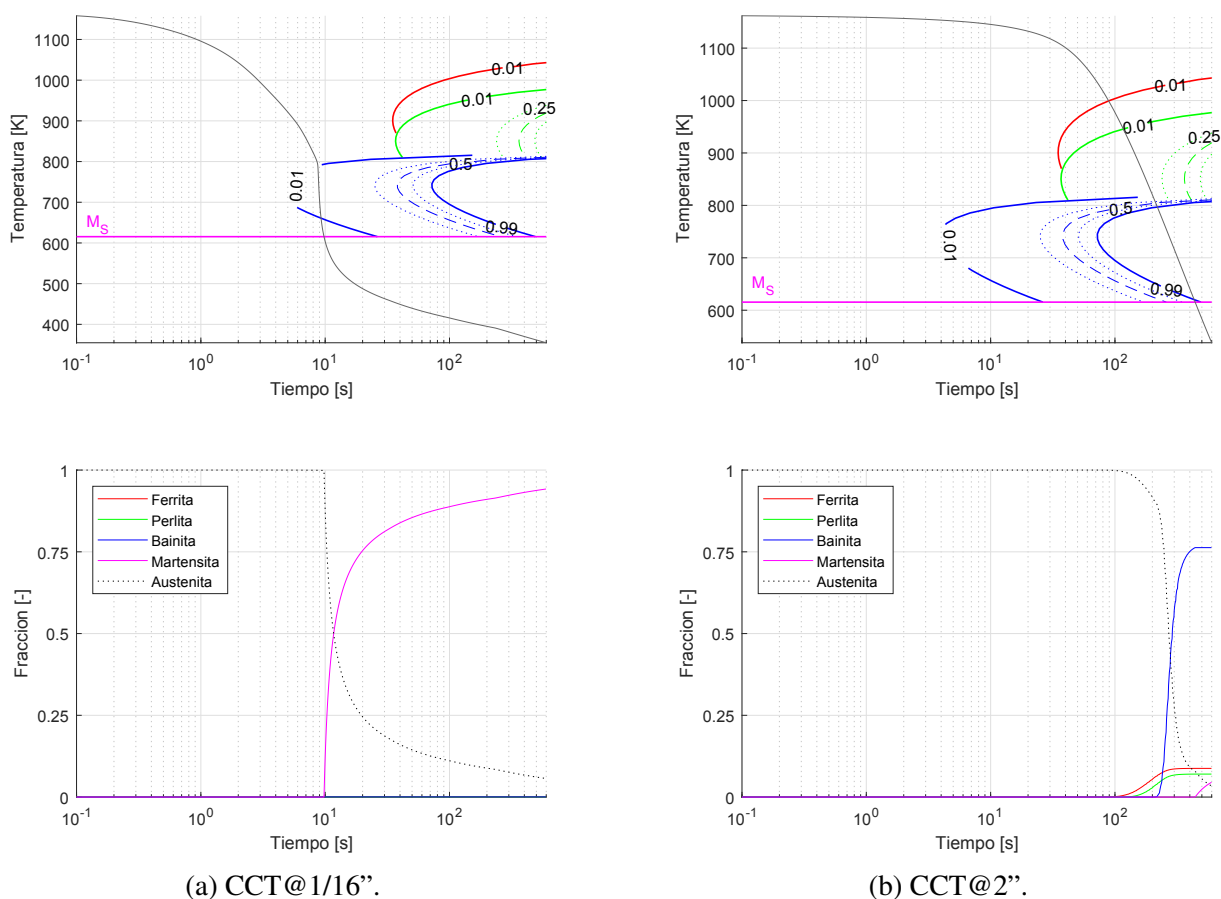


Figura 3: Resultados del modelo metalúrgico.

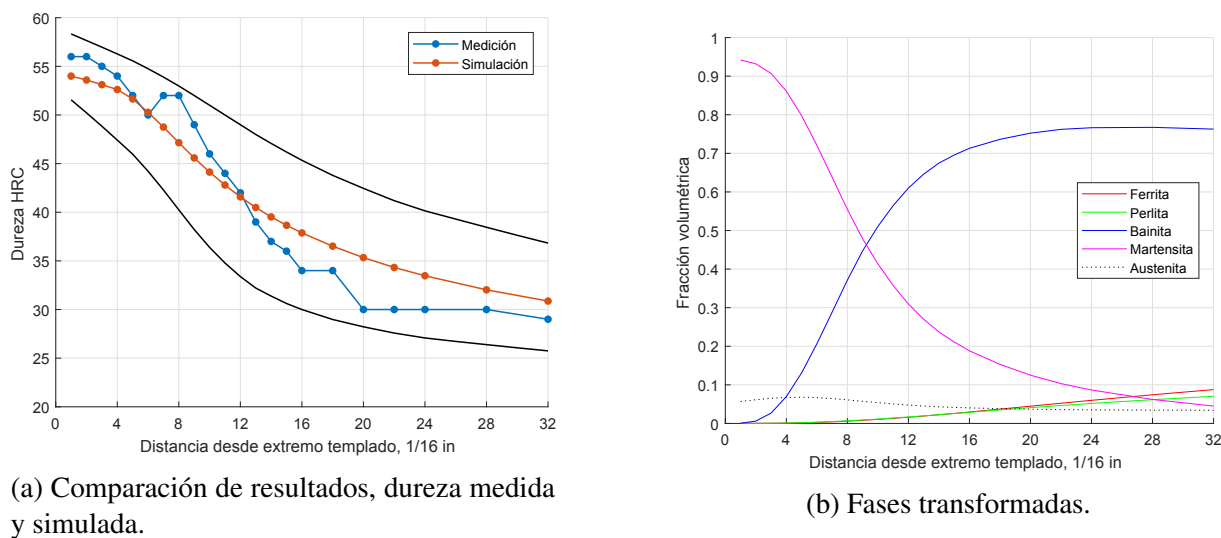


Figura 4: Resultados del modelo metalúrgico.

9781615030507.

Li M., Niebuhr D., Meekisho L., y Atteridge D. *A Computational Model for the Prediction of Steel Hardenability*. 1998.