

ANÁLISIS DE SENSIBILIDAD A LA FISURACIÓN DEL ACERO EN UN PROCESO DE COLADA CONTINUA

A.E. Huespe, A. Cardona, V.D. Fachinotti y J.M. Risso

Centro Internacional de Métodos Computacionales en Ingeniería (CIMEC)
INTEC-Universidad Nacional del Litoral, CONICET
Güemes 3450
3000 Santa Fe, Argentina
e-mail: cimec@ceride.gov.ar, web page: <http://venus.ceride.gov.ar/cimec>

Key Words: Colada continua de aceros, modelo termomecánico, fisuración en aceros.

Abstract. *En este trabajo se presenta un modelo que permite efectuar el análisis de sensibilidad a la formación de fisuras superficiales y subsuperficiales en aceros producidos por procesos de colada continua. Se consideran básicamente aquellas fisuras provocadas por la solidificación del material en la zona del molde, para aceros en el rango de los peritéticos donde la deformación mecánica debida a la transformación de fase δ/γ juega un papel primordial en el mecanismo de formación de este tipo de defectos.*

Un modelo de elementos finitos termomecánico para simular la colada de palanquillas, permite analizar la influencia respecto de la tendencia a provocar fisuras de los siguientes factores: velocidad de colada, tamaño de la palanquilla y contenido de carbono.

Además, con el modelo de microsegregación propuesto por Ueshima et al.¹ se tiene en cuenta también la relación entre el contenido de sulfuro con la temperatura de ductilidad cero (T_{ZD}) y por ende cómo repercute este factor en la tendencia a fisuración.

1 INTRODUCCIÓN

Es aceptado en la literatura actual, que a excepción de las fisuras transversales, todas las fisuras observadas en las palanquillas de acero obtenidas por colada continua, se generan en la zona pastosa. Estas fisuras en particular, se localizan inicialmente en la región interdendrítica para luego propagar.²

Dos fenómenos, primordialmente, son los que inducen este tipo de defectos:³ la fragilización del acero a temperaturas de solidificación y la transformación de fase δ/γ que provoca contracciones volumétricas importantes dando lugar a tensiones críticas en ciertos puntos del continuo.

Existen dos rangos de temperaturas en que se observa la fragilización del acero⁴. Midiendo la ductilidad a través del factor de reducción de área, se pueden trazar experimentalmente curvas como la de la figura 1. En ella se muestra esquemáticamente el comportamiento de esta propiedad mecánica como una función de la temperatura. La fragilización observada en la región I corresponde al rango de temperaturas cercanas a la de solidificación, mientras que la observada en la región II, se presenta en la zona de transformación austenítica (700-1000 °C).

En este trabajo estamos interesados en el modelado de las fisuras que se producen en la zona del molde de la colada continua. Por lo tanto, analizamos únicamente los fenómenos que dan lugar a la fragilización del material en la región I. En la literatura, la temperatura de ductilidad cero T_{ZD} se la hace corresponder con fracciones sólidas f_s del orden $f_s \approx 0.99 \div 1$, y está asociada con la posibilidad de que el acero líquido penetre ($T > T_{ZD}$) o no ($T < T_{ZD}$) dentro de la región interdendrítica. A la temperatura de resistencia cero T_{ZS} , mayor que la anterior y correspondiente a $f_s \approx 0.8 \div 0.9$ (aunque algunos autores consideran inclusive $f_s \approx 0.62^5$), ya se observa la capacidad del material para soportar esfuerzos como sólido. Ese estado corresponde al momento en que los brazos de las dendritas se unen o sueldan.

Al interpretar así la fenomenología mecánica del metal al solidificar, resulta claro porqué los modelos actualmente en boga para el análisis de la sensibilidad a la fisuración⁶ intentan cuantificar la cantidad de deformación acumulada por el material en el rango de temperaturas $T_{ZD} < T < T_{ZS}$. Varios trabajos experimentales han optado por esta descripción para explicar o construir modelos de predicción de fisuras,^{7,8}

Por otro lado el principal factor que induce deformación en esta etapa del proceso, es la transformación de fase δ/γ , ya que las cargas externas producidas sobre la cáscara solidificada, sea por fricción del metal contra el molde, carga ferrostática, etc., generan deformaciones más bajas. En este caso, las condiciones críticas de solidificación de aceros se presentan cuando esta transformación de fase se presenta en el intervalo de temperaturas pastoso $T_{ZD} < T < T_{ZS}$. Esta condición sólo es posible de evaluar con un modelo de solidificación de no equilibrio, caso contrario la transformación de fase ocurre enteramente en estado sólido.

En las secciones siguientes de este trabajo, describimos un modelo que permite realizar

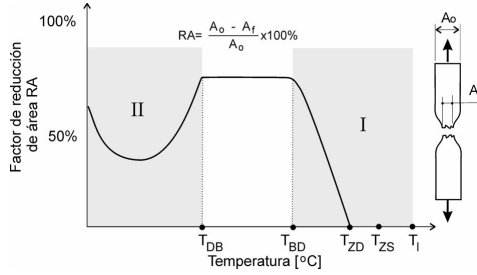


Figure 1: Diagrama esquemático del comportamiento dúctil de un acero en función de la temperatura. El factor de reducción de área se obtiene por un ensayo de tracción simple. (T_l : Temperatura del “liquidus”, T_{ZS} : Temperatura de deformación cero, T_{ZD} : temperatura de ductilidad cero, T_{BD} : temperatura de transición frágil a dúctil, T_{DB} temperatura de transición dúctil a frágil⁴)

el análisis de fisuración cuantificando la sensibilidad a los siguientes factores:

- **termomecánicos:** velocidad de colada, geometría del molde, conicidad, etc.;
- **metalúrgicos:** composición del acero, segregación interdendrítica, velocidad de enfriamiento, etc.

Para ello hemos desarrollado un procedimiento de análisis de distribución de soluto en dendritas de aceros al carbono, sección 2, acoplado con un modelo termomecánico para determinar el estado de tensión-deformación en cada punto de la sección de la palanquilla a la salida del molde, sección 3.

Con estos elementos es posible evaluar posteriormente (como postprocesamiento de los resultados del modelo), un índice de fisuración como el presentado por Won et al.⁹ Esta parte del estudio será presentada en un próximo trabajo.

2 METODOLOGÍA PARA EL CÁLCULO DE MICROSEGREGACIÓN EN DENDRITAS DE ACEROS AL CARBONO.

Para evaluar la distribución de soluto en aceros al carbono, hemos implementado el método de cálculo propuesto por Ueshima et al.¹ Es aplicable cuando coexisten las tres fases líquida, δ y γ o parcialmente alguna de ellas. El método consiste en una integración numérica 1-D por diferencias finitas centradas y explícita en el tiempo por cada subdominio que ocupan las diferentes fases. La ecuación que se integra es la típica de difusión no estacionaria:

$$\frac{\partial C_i}{\partial t} = D_i \nabla^2 C_i \quad (1)$$

donde C_i es la concentración de soluto para cada subdominio i en donde existe fase δ , γ o líquida, D_i es el coeficiente de difusión correspondiente a esa fase. Las condiciones de

contorno en la interfase i/j admiten saltos en la concentración de soluto del tipo

$$C_j = k^{j/i} C_i \quad (2)$$

donde $k^{j/i}$ (en general $\neq 1$) es el coeficiente de distribución entre fases j e i .

Siguiendo las hipótesis del trabajo citado¹, consideramos que sólo se produce difusión en una sección transversal de la dendrita. Las temperaturas de "liquidus" (T_l) y de transformación de fase δ/γ (T_{Ar4}) dependiendo de la concentración de C, Si, Mn, P y S, están dadas respectivamente por:

$$T_l[^\circ C] = 1536. - 78.(wt\%C) - 7.6(wt\%Si) - 4.9(wt\%Mn) - 34.4(wt\%P) - 38.(wt\%S) \quad (3)$$

$$T_{Ar4}[^\circ C] = 1392. + 1122.(wt\%C) - 60(wt\%Si) + 12.(wt\%Mn) - 140(wt\%P) - 160.(wt\%S) \quad (4)$$

Con este modelo es posible calcular además del diagrama de pseudo-equilibrio Fe-C, la contracción térmica en un elemento de volumen durante solidificación,⁵ conteniendo ferrita, austenita y líquido como:

$$\rho(T) = \frac{1}{\frac{f^\delta}{\rho^\delta(T)} + \frac{f^\gamma}{\rho^\gamma(T)} + \frac{f^l}{\rho^l(T)}} \quad (5)$$

con f^i la fracción en volumen de la fase i y las densidades respectivas dadas por:

$$\begin{aligned} \rho^l(T) &= (8319. - 0.8350T) \times (1 - 0.01(wt\%C)) - 65.4(wt\%Si) - 3.9(wt\%Mn); \\ \rho^\delta(T) &= (7875. - 0.2970T - 5.52 \times 10^{-5}T^2) \times (1 - 0.00246(wt\%C)) \\ &\quad - 65.4(wt\%Si) - 3.9(wt\%Mn); \\ \rho^\gamma(T) &= (8099. - 0.5060T) \times (1 - 0.0146(wt\%C)) - 65.4(wt\%Si) - 3.9(wt\%Mn); \end{aligned} \quad (6)$$

para la densidad en $[kg/m^3]$ y $T[^\circ C]$.

La contracción térmica se calcula finalmente como:

$$\varepsilon^{th}(T) = \left(\frac{\rho(T_{ZS})}{\rho(T)} \right)^{\frac{1}{3}} - 1 \quad (7)$$

Para un acero con la siguiente composición: $C = 0.07[wt\%]$; $Si = 0.03[wt\%]$; $Mn = 0.35[wt\%]$; $P = 0.02[wt\%]$; $S = 0.015[wt\%]$; velocidad de enfriamiento: $2.^\circ C/seg$, espaciado de los brazos de dendritas de $460\mu m$ y con una discretización de 100 puntos en el dominio de análisis, obtenemos los resultados mostrados en la figura 2 para las fracciones en volumen de "solidus", fase δ , γ , densidades y contracción térmica.

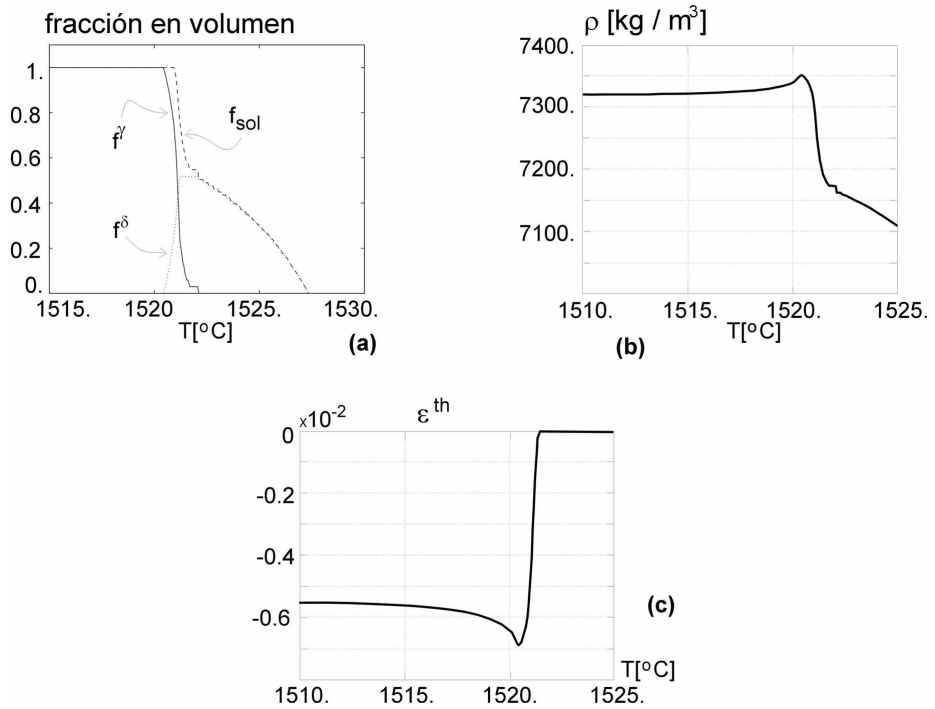


Figure 2: Resultados del modelo de microsegregación dendrítica. **a:** fracciones en volumen de cada fase en función de la temperatura; **b:** densidad (ρ) vs. temperatura; **c:** contracción térmica inducida por la transformación de fase

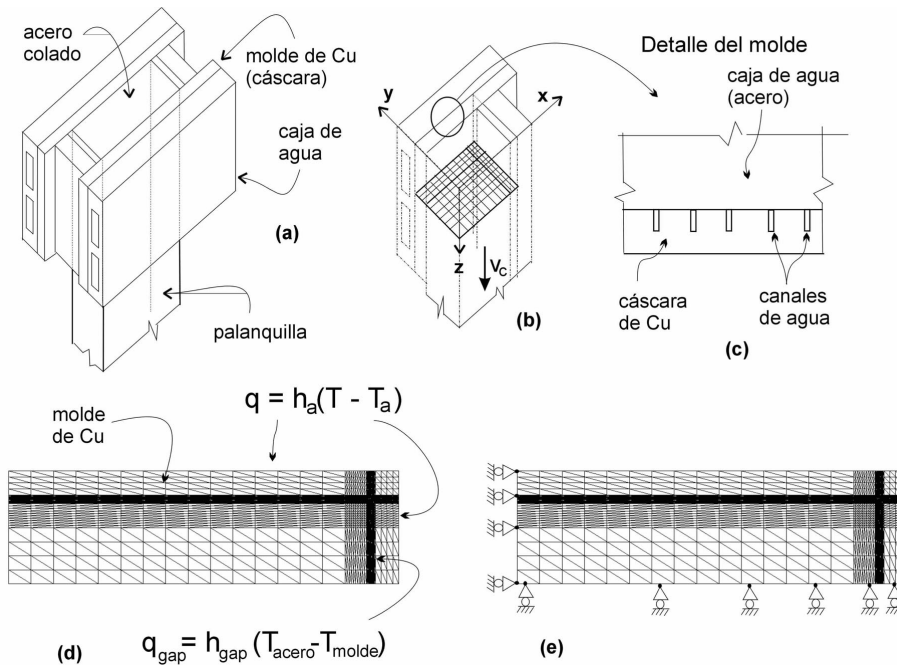


Figure 3: Modelo termomecánico de la colada continua de una palanquilla, zona del molde. **a)** diagrama esquemático; **b)** modelo de rodaja de elementos finitos; **c)** detalle del molde para considerar en el modelo térmico; **d)** malla de elementos finitos y condiciones en el contorno para el problema térmico; **e)** idem para el mecánico

3 MODELO DE ELEMENTOS FINITOS PARA EL ANÁLISIS TÉRMICO Y MECÁNICO PARA EL ACERO

El problema termomecánico que pretendemos modelar, es la colada de una palanquilla. Esquematizamos este proceso sólo para la etapa del molde en la figura 3. Se considera simetría respecto a los planos xz e yz , aunque esta hipótesis debería ser relajada en el futuro.

El modelo numérico de elementos finitos que hemos desarrollado en este caso es una rodaja bidimensional. Esto equivale a una parabolización del problema y significa despreciar los flujos térmicos de conducción en z (frente a los que se dan en los planos xy) y asumir estados planos de deformación en xy .

Inicialmente hemos seguido un modelo propuesto en la literatura por Han et al.¹⁰ (ver también¹¹), aunque varios autores anteriormente ya utilizaron uno semejante. En el

mismo, se considera un acople térmico–mecánico en ambas direcciones.

El problema térmico a resolver es el típico problema de Stefan no estacionario en un dominio 2-D,¹² con condiciones de contorno como muestra la figura 3-d. En el modelo se incluye también la placa de cobre en donde el calor específico se considera cero para anular de este modo el efecto no-estacionario al parabolizar el problema.

En el límite entre el material colado y la placa de cobre del molde se asume un coeficiente de transmisión de calor h_{gap} definido por

$$h_{gap} = \frac{\zeta_e}{\frac{\zeta_e}{\kappa_c} + \frac{\delta_e}{\kappa_a}} \quad (8)$$

siendo ζ_e el tamaño del elemento finito que modela el “gap” (espesor), $\kappa_c = 3Mw/m^2$ es la conductividad de contacto metal-molde, que determina un valor límite máximo para la transferencia de calor entre el acero y el molde, δ_e es el “gap” o tamaño de la capa de aire que se forma y $\kappa_a = 0.1w/m^2$ es una conductividad equivalente del gas que existe en el intersticio. El término δ_e introduce un fuerte acople mecánico–térmico, ya que para su determinación es necesario evaluar el desplazamiento relativo entre el metal colado, que se contrae, y el molde que se distorsiona por efecto del gradiente de temperaturas.

El problema mecánico se integra en el tiempo adoptando un modelo elasto-plástico para el acero y el cobre.¹³ Los elementos finitos que modelan el “gap” son incluidos asociándoles una respuesta elástica y un módulo de Young extremadamente bajo. Las condiciones de contorno del problema de evolución en el tiempo se muestran en la figura 3-e.

A pesar que los resultados térmicos obtenidos con este modelo, en la zona del cobre, se comparan bien con datos extraídos de planta por medio de un molde instrumentado, el mismo no es convincente. Desde un punto de vista constructivo, la placa de Cu está mecánicamente unida a una caja de acero mucho más rígida. Esta característica no se debería despreciar al evaluar la distorsión del molde y por lo tanto el cálculo del “gap”.

Por este motivo, nosotros hemos realizado un análisis termomecánico 3-D del conjunto caja de agua-placa de Cu, cuyo esquema se muestra en la figura 4-a. Con los datos térmicos del problema resuelto arriba (sin considerar la caja de agua), se tomaron las temperaturas en la superficie del molde de Cu y se mapearon al modelo 3-D de la caja de agua sobre la superficie de la placa de Cu, como muestran las líneas de nivel en la figura 4-b. Para considerar los canales de agua de refrigeración en la placa de Cu, sin necesidad de efectuar un análisis detallado, hemos utilizado un modelo reducido. Este modelo reducido, consiste en resolver el problema térmico de la figura 5, que representa una celda del conjunto placa-caja y considera en detalle la geometría de los canales de refrigeración. Se asume flujo de calor plano y también que esta geometría se repite en toda la sección del molde. De esta forma, y aprovechando la linealidad del problema en cuestión, el resultado del modelo reducido se extiende a todo el dominio de la caja de agua sólo conociendo el campo de temperatura en la superficie de la placa. La deformada de la

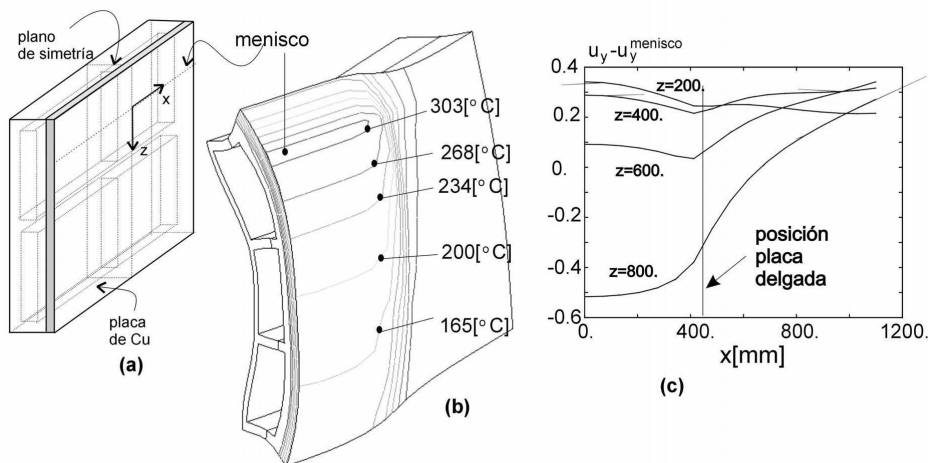


Figure 4: Caja de agua: **a)**esquema del conjunto caja de agua-placa de Cu; **b)** deformación térmica provocada por la distribución de temperaturas cuyas líneas de nivel se observan; **c)**curvas de desplazamiento u_y relativos el valor que existe en el menisco ($u_y - u_y^{\text{menisco}}$) para distintas secciones z .

figura 4-b se obtuvo con un análisis termoelástico y a partir del campo de temperaturas así determinado. La conicidad del molde se tiene en cuenta en este cálculo.

Con la deformada de la caja de agua se obtiene el desplazamiento relativo en la dirección y de la superficie de la placa respecto al desplazamiento que existe en el menisco, figura 4-c. Con este dato se vuelve a correr el modelo termomecánico acoplado descrito al comienzo de esta sección, pero ahora el valor del coeficiente térmico en el “gap” (ecuación 8), se determina por la diferencia entre los desplazamientos relativos del acero colado en una sección z (referido al desplazamiento en el menisco) y el del molde (también referido a la sección del menisco) calculado con el análisis 3-D.

4 ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

Con el modelo descrito hemos analizado la colada de una palanquilla de dimensiones $900 \times 220 \text{ mm}$. El acero tiene la composición: $C = 0.07[\text{wt}\%]$; $Si = 0.03[\text{wt}\%]$; $Mn = 0.35[\text{wt}\%]$; $P = 0.02[\text{wt}\%]$; $S = 0.015[\text{wt}\%]$; velocidad de colada $v_c = 1 \text{ m/min}$, temperatura de colada $T_c = 1530^\circ\text{C}$, temperatura del agua de enfriamiento $T_a = 28^\circ\text{C}$.

El esquema termo-mecánico se hace converger por cada paso de tiempo, resolviendo una secuencia de problemas térmicos y mecánicos con relajación en el incremento del “gap”. Se considera convergido cuando el valor relativo del incremento del “gap” ha disminuido

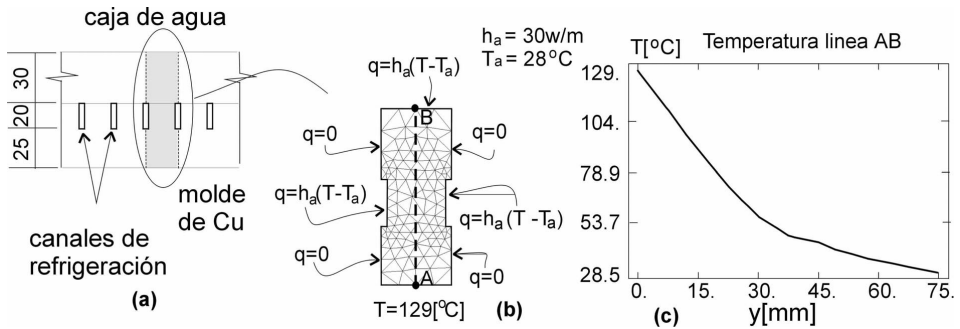


Figure 5: Caja de agua; análisis térmico para considerar los canales de refrigeración: **a)** esquema de la caja de agua-placa de Cu en una sección transversal; **b)** modelo de elementos finitos para la solución térmica; **c)** distribución de temperaturas en la sección AB.

suficientemente:

$$\frac{\sum_1^{i=N.ptos.gap} \Delta gap}{\sum_1^{i=N.ptos.gap} gap} < 0.05 \quad (9)$$

En la figura 6-a mostramos algunos de los resultados obtenidos con este modelo. La figura 6-a muestra las iso-curvas de temperaturas de “solidus” y “liquidus” a la salida del molde, y por ende, el espesor de la cáscara sólida en ese punto.

La figura 6-b muestra la deformación que existe entre el material solidificado y el molde distorsionado. Remarcamos que el coeficiente de transferencia térmica no se evalúa con este resultado, sino como se explicó arriba. No obstante, en la figura 6-b se grafica el valor del “gap” utilizado para la evaluación de h_{gap} para diferentes coordenadas z .

5 CONCLUSIONES

Hemos presentado un modelo que permite el análisis de sensibilidad a fisuración del acero colado en la zona del molde.

La determinación de algún índice de fisuración es un postprocesamiento de los datos conseguidos con este modelo, como lo presenta por ejemplo Won et al.,⁹ y será presentado en un trabajo futuro.

Es fundamental para conseguir este resultado el análisis de microsegregación. Con él es posible determinar la sensibilidad respecto a la composición del acero. Otras variables que influyen en gran medida en este punto, son la velocidad de colada (o velocidad de enfriamiento) y, por lo tanto, los resultados del problema térmico.

La sensibilidad respecto a otras variables, como las dimensiones de la palanquilla, conicidad del molde, etc. son consideradas en el modelo termomecánico, en donde juega un papel preponderante la transferencia térmica entre el material colado y el molde. Para

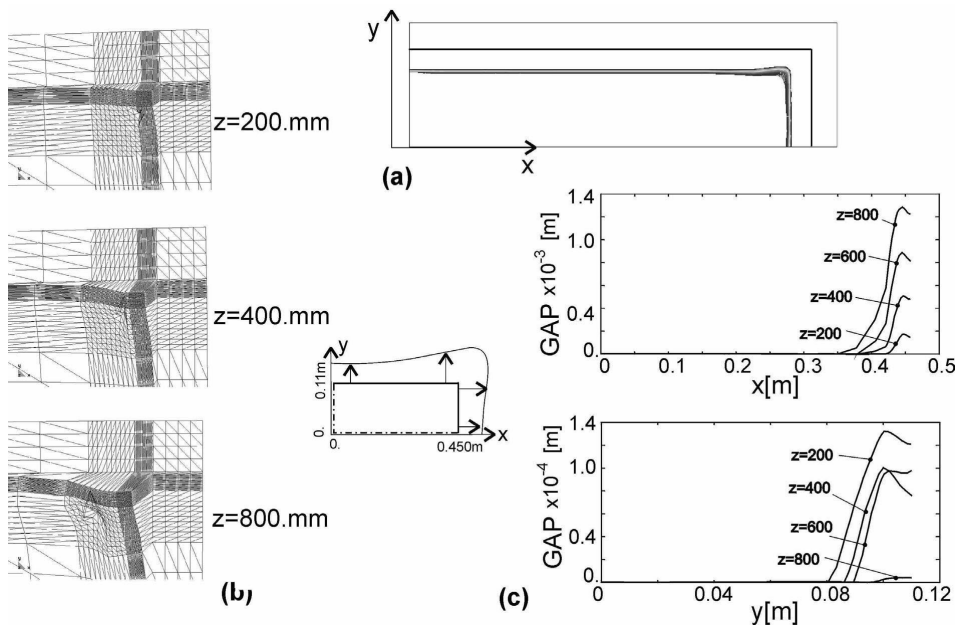


Figure 6: Resultados del modelo termomecánico: palanquilla de $900 \times 220\text{mm}$; a) isóneas de temperatura de liquidus y solidus a la salida del molde ($z=800\text{mm}$); b) deformadas de la malla para $z=200\text{mm}$, $z=400\text{mm}$ y $z=800\text{mm}$; c) curvas que muestran el "gap" utilizado para evaluar el coeficiente h_{gap}

su correcta estimación, se ha considerado necesario estudiar la distorsión de la caja de agua, e introducir la deformada de esta estructura en la estimación del “gap”.

REFERENCES

- [1] Ueshima Y., Mizoguchi S., Matsumiya T., and Kajioka H. Analysis of solute distribution in dendrites of carbon steel with δ/γ transformation during solidification. *Metallurgical Trans. B*, **17B** (1986).
- [2] Kim K., Yeo T., Oh K.H., and Lee D.N. Effect of carbon and sulfur in continuously cast strand on longitudinal surface cracks. *ISIJ Int.*, **36**(3) (1996).
- [3] Clyne T.W., Wolf M., and Kurz W. The effect of melt composition on solidification cracking of steel, with particular reference to continuous casting. *Metallurgical Trans. B*, **13B** (1982).
- [4] Schwertfeger K. Curso de colada continua. *Centro de capacitación de Siderca*, (Agosto 2001).
- [5] Mettinen J. Effect of alloying upon phase transformation and the connected cracking susceptibility in special cast steels. *Scandinavian J. of Metal.*, **22** (1993).
- [6] Yu C.H., Suzuki M., Shibata H., and Emi T. Simulation of crack formation on solidifying steel shell in continuous casting mould. *ISIJ Int.*, **36** (1996).
- [7] Yamanaka A., Nakajima K., and Okamura K. Critical strain for internal crack formation in continuous casting. *Ironmaking and Steelmaking*, **22** (1995).
- [8] Nakagawa T., Umeda T., Murata J., Kamimura Y., and Niwa N. Deformation behavior during solidification of steels. *ISIJ Int.*, **35** (1995).
- [9] Won Y.M., Han H.N., Yeo T., and Oh K.H. Analysis of solidification cracking using the specific crack susceptibility. *ISIJ Int.*, **40** (2000).
- [10] Han H.N., Lee J.E., Yeo T., Won Y.M., Kim K., Oh K.H., and Yoon J.K. A finite element model for 2-dimensional slice of cast strand. *ISIJ Int.*, **39**(5) (1999).
- [11] Lee J.E., Han H.N., Oh K.H., and Yoon J.K. A fully coupled analysis of fluid flow, heat transfer and stress in continuous round billet casting. *ISIJ Int.*, **39**(5) (1999).
- [12] Fachinotti V.D. Modelado numérico de fenómenos termomecánicos en la solidificación y enfriamiento de aceros obtenidos por colada continua. *Tesis Doctoral, Universidad Nac. Litoral, Argentina*, (2001).
- [13] Huespe A.E., Cardona A., and Fachinotti V.D. Thermomechanical model of a continuous casting process. *Comp. Meth. Appl. Mech. Eng.*, **182** (2000).