

PREDICCIÓN MICROESTRUCTURAL DE PALANQUILLAS DE ACERO AL CARBONO OBTENIDAS POR COLADA CONTINUA EMPLEANDO UNA APROXIMACIÓN MACRO- MICRO

Memoria presentada por JORGE LUIS ACEVEDO CABELLO para optar al grado de Doctor por la Universitat Politècnica de Catalunya dentro del programa de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.

Director : Dr. José María Cabrera Marrero

Barcelona, Noviembre de 2012



**Departament de Ciència dels
Materials i Enginyeria Metal·lúrgica**

UNIVERSITAT POLITÈCNICA DE CATALUNYA



E.T.S.E.I.B.

Para Ani, mi maravillosa esposa
Para Sofía y Laura, nuestras hijas que adoro

Agradecimientos:

Al Dr. José María Cabrera Marrero, mi director de Tesis. Gracias por la oportunidad de trabajar contigo. Gracias por tu calidad humana, tu guía, apoyo y buena disposición, y por la confianza que has depositado en mí en todo este proceso.

Al Dr. José Manuel Prado; gracias por haberme integrado al grupo de metalurgia.

Al Dr. Rodolfo Morales, gracias por tu buena disposición y por darme una robusta introducción en el tema de la colada continua.

Al Dr. Nelson Moraga; gracias amigo, por darme las bases de la programación y del mundo numérico.

A mi amigo Gonzalo Varela; gracias por tu confianza, amistad, buena disposición, tu ayuda y compañerismo, y por todos los buenos momentos jugando tenis de mesa y fútbol sala.

A mi amiga Jessica Calvo; gracias por tu amistad, ayuda y alegría.

A mi amiga Ana Hernández; gracias por tu apoyo incondicional, tu buena disposición y tu preocupación.

A mi amigo Elio Cartaya; gracias por tu amistad, compañía y apoyo.

A mi amigo Oscar Higuera; gracias por tu ayuda profesional y por los buenos momentos en el tenis de mesa y el gimnasio.

A mi amigo Robert Tejedor; gracias por tu apoyo y la buena compañía en el despacho.

A mi amigo Casimir Casas; gracias por los buenos momentos que pasamos juntos en el trabajo.

A mi amigo Ahmed, gracias por el apoyo y el compañerismo.

A mi amigo Pedro Rodríguez; gracias por tu buen humor, y por darme las facilidades y las herramientas computacionales para el buen desarrollo de mi trabajo.

A mi amigo Jairo Muñoz; gracias por tu buena compañía, buen humor y buena disposición.

Al grupo de laboratorio del Centro Tecnológico de Manresa (CTM); mis más sinceros agradecimientos a Carles Abad, Miriam Barea y a todas las personas que me apoyaron en la parte experimental de esta Tesis.

A todos mis amigos del fútbol sala, con quienes compartí muchos momentos de distensión y divertimento.

A mi amigo Enrique, gracias por tu gran ayuda, amistad y tu buena voluntad.

A Conchita, mi querida amiga catalana y a todos los amigos que han estado cerca en este proceso.

A mis padres, que siempre me han apoyado en mis proyectos y sueños.

A mis suegros y a toda la familia de mi esposa que me han dado todo su cariño y apoyo en este proceso.

Y a ti, Ani, por ser el motor de mi trabajo. Sin tu amor y apoyo esto no hubiera sido posible.

Este trabajo ha sido posible gracias al financiamiento de BECASCHILE (gestionada por CONICYT) y a la Agència de Gestió d'Ajuts Universitaris i de Recerca (AGAUR).

RESUMEN

Se desarrolla un estudio numérico-experimental de la microestructura de solidificación y la segregación en palanquillas de aceros hipoeutectoides fabricadas con el proceso de colada continua. Un programa desarrollado en FORTRAN, resuelve con el método de los elementos finitos la transferencia de calor. Con los resultados del problema térmico y los parámetros microestructurales se simulan los espaciados dendríticos primarios y secundarios, y la cantidad de segregación que son generados durante el proceso de colada continua. La simulación numérica de la transferencia de calor, se valida con problemas industriales propuestos en bibliografía. Con las condiciones reales de operación, la composición química de cada acero y los modelos de cada zona de enfriamiento, se determina la evolución del campo de temperaturas y los espesores de las zonas líquida y sólida, las velocidades de enfriamiento y el gradiente térmico. En la medida en que se incrementa la velocidad de colada se observa que, la solidificación comienza más tarde y la longitud metalúrgica crece. El efecto de la temperatura de colada en los nodos internos es más apreciable que en los nodos superficiales. Si el flujo de agua de los rociadores se incrementa la temperatura en los nodos superficiales disminuye y el efecto demora más tiempo en llegar al centro de la palanquilla. La variación del porcentaje de C en la evolución de la temperatura afecta sólo en los nodos internos. Asumiendo condiciones de simetría la caracterización de los espaciados dendríticos se realiza en un cuarto de palanquilla. La simulación numérica de éstos se valida con los resultados experimentales de bibliografía y del presente estudio. Se realiza un ajuste numérico-experimental de los parámetros termo-físicos M y N que dan lugar a las ecuaciones que describen la evolución de los espaciados dendríticos. Se concluye que cerca de la superficie de la palanquilla no hay efecto de la variación de la velocidad de colada y del flujo de agua de los rociadores sobre los espaciados dendríticos, y, por otra parte, se observa que si hay efecto de la variación de la temperatura de colada y del contenido de C sobre los espaciados dendríticos. La predicción de la segregación en aleaciones de acero, se realiza con una metodología original no reportada en bibliografía denominada formulación mixta. Como primer paso se estudian los modelos analíticos de la microsegregación y la macrosegregación, y como éstos se relacionan con el problema térmico y microestructural. La caracterización en palanquillas de acero para los elementos químicos C, Mn, P, Si, S y Cr se realiza por espectrometría. Entre los resultados numéricos del problema térmico y los espaciados

dendríticos, y los resultados experimentales de la segregación, la tendencia no es evidente. Por lo tanto, en la formulación mixta, un parámetro de ajuste θ que varía entre 0 y 1, permite combinar de modo proporcional la influencia de los fenómenos de microsegregación y macrosegregación. La predicción de la segregación se realiza con un parámetro de ajuste promedio obtenido de siete aceros. En la mayoría de los casos para los elementos químicos C, Si, Mn, P, S y Cr se ha observado que el parámetro de ajuste promedio fluctúa entre 0.4 y 0.5. En el borde de la palanquilla la segregación es negativa para los elementos químicos C y P, sucediendo lo contrario cerca del origen en donde predomina la segregación positiva para los elementos químicos C, Si, P y S. En la simulación del proceso son omitidos el campo de velocidades, la agitación electromagnética, la aceleración de gravedad y las asimetrías del proceso. Se obtienen buenos resultados de la transferencia de calor y los espaciados dendríticos. Sin embargo, desde una perspectiva numérica la simulación de la segregación presentó más dificultades, dado que la distribución de la composición química experimental es más heterogénea, sin implicar un problema de calidad en el material.

SUMMARY

A numerical-experimental study of the solidification microstructure of a continuous casting process of seven steel billets is carried out. The heat transfer problem is solved by the finite element method with a FORTRAN developed program. In the continuous casting process, the primary and secondary dendritic arm spacing and segregation that are generated are simulated based on the results of the thermal problem and microstructural parameters. The heat transfer numerical simulation, is validated with analytic solutions and two industrial problems proposed in literature. The temperature field evolution, liquid and solid areas thicknesses, the cooling rates and thermal gradient are determined with real operating conditions, the chemical composition of each steel and the models of each cooling zone. If the casting speed increases, the solidification starts later and the metallurgical length increase. The effect of the casting temperature in the internal nodes is greater than in the surface nodes. If the spray water flow is increased, the surface nodes temperature decreases and the cooling effect suffer a delay in reaching the center of the billet. The effect of carbon content on temperature is observed only in the internal nodes. Assuming conditions of symmetry, characterization of the primary and secondary dendritic arm spacing is performed in a quarter of the billet. The numerical simulation of these dendritic arm spacings is validated with experimental results of literature and the present study. Coupling experimental measurements with numerical simulation a fit of the parameters M and N give rise to equations predicting the dendritic arm spacing. A good prediction is obtained. No effects are observed in the variation of the casting speed and spray water flow on dendritic arm spacing near the billet surface, while an effect is experimented with a variation of the superheat and carbon content on dendritic arm spacing. The prediction of segregation is performed with an original methodology not reported in literature, and here called mixed formulation. As a first step analytical models of microsegregation and macrosegregation, are studied. As well they are associated to the thermal and microstructural problem. In steel billets the characterization of C, Mn, P, Si, S and Cr is performed by spectrometry. There is no evident trend between the numerical results of the thermal problem and dendritic arm spacings, and the experimental results of segregation. Therefore, a fitting parameter θ is implemented in the mixed formulation allowing a proportional combination of the influence of microsegregation and macrosegregation phenomena. The segregation is predicted with an average fitting

parameter obtained from seven steels. In most cases, for the chemical elements C, Mn, P, Si, S and Cr, it has been observed that average fitting parameter ranges between 0.4 and 0.5. At the edge of the billet, negative segregation is obtained for *C* and *P*, while close to the center, positive segregation predominates for the chemical elements *C*, *Si*, *P* and *S*. In the continuous casting process simulation, velocity field, electromagnetic stirring, acceleration of gravity and asymmetries of the process are omitted. Good results of heat transfer and dendritic arm spacings have been obtained. However, the numerical simulation of segregation presented more difficulties, since the experimental chemical composition distribution is more heterogeneous.

ÍNDICE

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN	1
1.1. OBJETIVOS	6
1.1.1- <i>Objetivos generales</i>	6
1.1.2- <i>Objetivos específicos</i>	7
CAPÍTULO 2. MÓDULO MACRO	11
2.1. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	11
2.2. TRANSFERENCIA DE CALOR EN EL PROCESO DE COLADA CONTINUA	15
2.2.1- <i>Modelación matemática de la transferencia de calor aplicada al proceso de colada continua</i>	17
2.2.2- <i>Condiciones de borde de la transferencia de calor aplicadas al proceso de colada continua</i>	19
2.2.2.1- <i>Condiciones de borde global en el proceso de colada continua</i>	19
2.2.2.2- <i>Condiciones de borde en el conjunto palanquilla/molde</i>	22
2.2.2.3- <i>Condiciones de borde en las zonas de rociadores y de radiación</i>	26
2.2.3- <i>Método numérico de la transferencia de calor aplicado al proceso de colada continua</i>	28
2.2.3.1- <i>Ecuación del calor y condiciones de contorno</i>	28
2.2.3.2- <i>Forma débil de la ecuación del calor</i>	29
2.2.3.3- <i>Discretización con el método de elementos finitos</i>	30
2.2.4- <i>Validación de la transferencia de calor en la colada continua aplicada al proceso de colada continua</i>	33
2.2.5- <i>Simulación numérica de la transferencia de calor en el proceso de colada continua</i>	38
2.2.5.1- <i>Aplicación industrial en una palanquilla de acero de dimensiones 180x180 mm² para dos condiciones de enfriamiento</i>	38
2.2.5.2- <i>Aplicación industrial para dos palanquillas de acero de dimensiones 180x180 mm² con diferente composición química</i>	43

2.2.5.3- Aplicación industrial para seis palanquillas de acero de dimensiones 180x180 mm ² con diferentes parámetros de operación y condiciones de borde	45
2.2.5.4- Efectos de los parámetros de operación del proceso de colada continua en la transferencia de calor para tres palanquillas de acero de dimensiones 180x180 mm ²	63
2.3. CONCLUSIONES	80
CAPÍTULO 3. MÓDULO MICRO	83
3.1. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	83
3.2. SOLIDIFICACIÓN	88
3.2.1- Nucleación y crecimiento en procesos de solidificación	90
3.3. ESPACIADOS DENDRÍTICOS EN EL PROCESO DE COLADA CONTINUA	95
3.3.1. Espaciados dendríticos primarios	95
3.3.2. Espaciados dendríticos secundarios	103
3.3.3. Procedimiento experimental para la medición de los espaciados dendríticos primarios y secundarios aplicado a una palanquilla industrial	108
3.3.4. Método de ajuste numérico-experimental de los modelos matemáticos de los espaciados dendríticos primarios y secundarios.....	111
3.3.5. Validación de los espaciados dendríticos primarios y secundarios para una palanquilla de acero industrial de 0.63%C reportado en bibliografía.....	113
3.3.6. Validación de los espaciados dendríticos primarios y secundarios para una palanquilla de acero industrial de 0.43%C, 0.77%Mn, 0.23%Si, 0.01%P y 0.025%S.....	118
3.3.7- Aplicación industrial del módulo micro para seis aceros industriales.....	123
3.3.7.1- Ajuste lineal numérico-experimental de los modelos de espaciados dendríticos aplicado a seis aceros industriales	123
3.3.7.2- Simulación numérica de los espaciados dendríticos aplicada a seis aceros industriales.....	126
3.3.7.3- Distribución del cociente entre el espaciado dendrítico primario y secundario para seis aceros industriales	134
3.3.7.4- Efectos de los parámetros de operación del proceso de colada continua sobre los espaciados dendríticos para tres aceros industriales	137

3.4. CONCLUSIONES	145
CAPÍTULO 4. SEGREGACIÓN	149
4.1. INTRODUCCIÓN	149
4.2. MICROSEGREGACIÓN	150
4.2.1- <i>Validación numérica y experimental de la microsegregación</i>	161
4.3. MACROSEGREGACIÓN	164
4.3.1. <i>Modelo matemático de la macrosegregación</i>	170
4.3.2. <i>Validación numérica de la macrosegregación</i>	173
4.4. FORMULACIÓN MIXTA	174
4.4.1. <i>Método de ajuste del parámetro de corrección theta</i>	178
4.4.2. <i>Procedimiento experimental para la medición de la segregación</i>	179
4.4.3. <i>Análisis de la segregación experimental del presente estudio y de la bibliografía</i>	181
4.4.4. <i>Relación entre la composición química y los espaciados dendríticos primarios y secundarios</i>	193
4.4.5. <i>Validación experimental de la formulación mixta</i>	194
4.5. PREDICCIÓN DE LA SEGREGACIÓN CON LA FORMULACIÓN MIXTA PARA SIETE ACEROS INDUSTRIALES	202
4.6. CONCLUSIONES	220
CAPÍTULO 5. LÍNEAS FUTURAS	223
BIBLIOGRAFÍA	225

NOMENCLATURA

A_{SL}	Área de la superficie entre el sólido y el líquido	m^2
b	Variable geométrica de una dendrita	μm
\mathbf{a}	Vector de incógnitas que contiene la temperatura	$^{\circ}C$
\mathbf{B}	Derivadas de la matriz de las funciones de forma \mathbf{N}	$1/m$
c	Calor específico	kJ/kgK
c'	Seudo calor específico	kJ/kgK
c_w	Calor específico de la capa solidificada	kJ/kgK
C_l	Concentración del líquido	% en peso
C_s	Concentración del sólido	% en peso
C_0	Concentración nominal	% en peso
C_m	Concentración sólida mixta	% en peso
$C_{S_{micro}}$	Concentración sólida de la microsegregación	% en peso
$C_{S_{macro}}$	Concentración sólida de la macrosegregación	% en peso
$C_{S_{exp}}$	Concentración sólida experimental	% en peso
C_e	Concentración eutéctica	% en peso
\bar{C}	Composición promedio local del líquido	% en peso
d	Diámetro	m
d_s	Longitud metalúrgica	m
D	Difusividad de soluto	m^2/s
e	Constante de Napier	
f	Fracción de masa	
f_e	Fracción eutéctica	
$f(\theta)$	Función de theta	
$f'(\theta)$	Derivada de la función de theta	
\mathbf{f}	Vector de fuerzas nodales	W
g	Aceleración de gravedad	m/s^2
G	Gradiente térmico	$^{\circ}C/cm$
h	Coefficiente de convección o radiación	W/m^2K
H_{me}	Altura del menisco	m
k	Conductividad térmica, transferencia de calor	W/mK
k	Coefficiente de distribución, segregación	

k_1	Factor de calibración dendrítico	
\mathbf{k}	Matriz constitutiva de las conductividades térmicas	W/mK
\mathbf{K}	Matriz de rigidez que pondera al vector de incógnitas \mathbf{a}	W/K
L	Calor latente de solidificación	J/kg
L_i	Posición de la intercara	mm
L_s	Límite de solubilidad	% en peso
n, l, p	Exponentes dependientes del radio de curvatura	
n_{dim}	Cantidad de dimensiones	
N	Constante de solidificación de λ_1	
N_i	Funciones de forma definidas en cada elemento	
N_s	Número de saturación de los núcleos	
\mathbf{n}	Vector de normales a la superficie del contorno	
\mathbf{N}	Matriz de las funciones de forma	
m	Pendiente de las líneas liquidus o solidus	$K/\% \text{ peso}$
\mathbf{M}	Matriz de masa	kJ/K
M	Constante de solidificación de λ_2	
P	Presión	kPa
P_m	Perímetro de la palanquilla	mm
q	Flujo de calor	kJ/s
\bar{q}	Flujo de calor prescrito	kJ/s
\mathbf{q}_n	Vector de gradientes de temperatura o flujo de calor	kJ/s
r	Raíz cuadrada del factor de correlación	
r_0	Radio del cilindro ó extremidad de una dendrita	μm
r^*	Radio crítico	m
r_{hom}^*	Radio crítico homogéneo	m
r_{het}^*	Radio crítico heterogéneo	m
R	Velocidad de solidificación	m/s
R_0	Radio del cilindro ó extremidad de una dendrita	μm
R_0	Lado de una palanquilla	mm
$\mathbb{R}^{n_{dim}}$	Universo \mathbb{R} de n dimensiones	
t	Tiempo	s
t_f	Tiempo de solidificación local	s
t_t	Tiempo total de solidificación	s

T	Temperatura	$^{\circ}\text{C}$
T_0	Temperatura de pared	$^{\circ}\text{C}$
T_{amb}	Temperatura ambiente	$^{\circ}\text{C}$
T_c	Temperatura de colada	$^{\circ}\text{C}$
T_e	Temperatura eutéctica	$^{\circ}\text{C}$
T_f	Temperatura de fusión	$^{\circ}\text{C}$
T_i	Temperatura en las posiciones nodales	$^{\circ}\text{C}$
T_l	Temperatura liquidus	$^{\circ}\text{C}$
T_N	Temperatura de nucleación	$^{\circ}\text{C}$
T_p	Temperatura prescrita	$^{\circ}\text{C}$
T_{punta}	Temperatura de la extremidad de una dendrita	$^{\circ}\text{C}$
T_{raiz}	Temperatura de la raíz de una dendrita	$^{\circ}\text{C}$
T_s	Temperatura solidus	$^{\circ}\text{C}$
T_w	Temperatura del agua	$^{\circ}\text{C}$
\dot{T}	Velocidad de enfriamiento	$^{\circ}\text{C}/\text{s}$
T'	Matriz transpuesta	
u	Velocidad del rociador	m/s
v_c	Velocidad de colada	m/min
V_F	Velocidad local del líquido interdendrítico relativa al sólido	m/s
V_S	Volumen del sólido	m^3
w	Ancho de la zona esponjosa	mm
W	Funciones de peso	
\dot{W}	Caudal de agua	$\text{l}^2/\text{m}^2\text{s}$
x	Coordenada cartesiana en la dirección x	mm
X	Longitud del borde de la palanquilla	mm
y	Coordenada cartesiana en la dirección y	mm
Y	Longitud del borde de la palanquilla	mm
z	Coordenada cartesiana en la dirección z	m
ΔG	Variación de la energía libre total	kJ
ΔG_{het}^*	Energía libre de la nucleación heterogénea	kJ
ΔG_{hom}^*	Energía libre de la nucleación homogénea	kJ

ΔG_V	Energía libre de volumen	kJ/m^3
ΔH	Variación de entalpía	kJ/kg
ΔT	Diferencia de temperatura	$^{\circ}\text{C}$
ΔT_w^T	Diferencia de temperatura del agua en el molde	$^{\circ}\text{C}$
α	Parámetro experimental	
α y β	Parámetros función de D , c , L , T_c , T_f y T_0	
β	Contracción de solidificación	
β_{ef}	Factor de incremento	
γ	Coefficiente de retrodifusión	
Γ	Coefficiente de Gibbs-Thomson	
Γ_T	Contorno de Dirichlet	
Γ_q	Contorno Neumann	
δ_S	Difusión de la intercara hacia el sólido	
ε	Emisividad	
θ	Parámetro de ajuste de la formulación mixta	
λ_1	Espaciado dendrítico primario	μm
λ_2	Espaciado dendrítico secundario	μm
ξ	Factor de flujo	
ρ	Densidad	kg/m^3
$\bar{\rho}$	Densidad promedio local del líquido y el sólido	kg/m^3
ρ_{se}	Densidad de la fase eutéctica	kg/m^3
ρ_w	Densidad del agua en el molde	kg/m^3
σ_s	Energía libre de superficie	kJ/m^2
σ	Constante de Stefan Boltzmann	$\text{W}/\text{m}^2\text{K}^4$
σ	Desviación estándar	
ϕ	Función de peso de la formulación mixta	
Ω	Dominio	

Compuestos químicos

NaF	Fluoruro de Sodio
K_2O	Óxido de Potasio
Na_2O	Óxido de Sodio
SiO_2	Óxido de Silicio
CaO	Óxido de Calcio
Al_2O_3	Óxido de Aluminio

Superíndices y subíndices

s	sólido
l	líquido
amb	ambiente

LISTADO DE FIGURAS

Fig. 1.1.- Esquema del proceso de colada continua.....	1
Fig. 1.2.- (a) Sección cuadrada de una palanquilla y (b) zonas ricas y pobres en soluto .	4
Fig. 1.3.- Perfil de la concentración de C en un planchón obtenido por colada continua, Moore, 1984	5
Fig. 2.1.- (a) Corte transversal de una palanquilla y (b) condiciones de borde y de simetría en un cuarto de palanquilla.	21
Fig. 2.2.- Esquema conjunto palanquilla/molde	23
Fig. 2.3.- Evolución del flujo de calor q en función del tiempo de residencia según distintos autores	25
Fig. 2.4.- Evolución del coeficiente pelicular h en función del flujo de agua según distintos autores	27
Fig. 2.5.- (a) Malla uniforme a tramos de un cuarto de palanquilla de lado 140 mm y (b) posición de los nodos característicos O, NLR, NLM y NLE	36
Fig. 2.6.- Evolución espacial de la temperatura para cuatro nodos característicos de una palanquilla de lado 140 mm	37
Fig. 2.7.- Evolución espacial de la temperatura para el NLM de una palanquilla de lado 140 mm	38
Fig. 2.8.- (a) Malla uniforme a tramos de un cuarto de palanquilla de lado 180 mm y (b) posición de los nodos característicos O, NMR, NLM y NLE	40
Fig. 2.9.- Evolución transitoria de la temperatura para cuatro nodos característicos de una palanquilla de lado 180 mm para las lingoteras 1 y 2	42
Fig. 2.10.- Evolución de las líneas liquidus y solidus de una palanquilla de acero de lado 180 mm para las lingoteras 1 y 2	42
Fig. 2.11.- Evolución transitoria de la temperatura en cuatro posiciones características en las palanquillas de los aceros A1 y B1	45
Fig. 2.12.- Evolución de las líneas liquidus y solidus en las palanquillas de los aceros A1 y B1.....	46
Fig. 2.13.- (a) Malla uniforme a tramos de un cuarto de palanquilla de lado 180 mm y (b) posición de cuatro nodos característicos.....	48
Fig. 2.14.- Evolución transitoria de la temperatura para los aceros A-F, para los nodos: (a y b) O (c y d) NMR (e y f) NLM y (g y h) NLE. Las gráficas de la izquierda y la derecha son hasta 22 y 7 metros lineales de palanquilla, respectivamente	52

Fig. 2.15.- Evolución de las zonas sólida y líquida para seis palanquillas de acero (A-F) de lado 180 mm.....	55
Fig. 2.16.- Distribución 2d del espesor de la zona pastosa w (en mm) para seis palanquillas de acero (A-F) de lado 180 mm.....	57
Fig. 2.17.- Distribución 2d de la velocidad de enfriamiento (en °C/s) para seis palanquillas de acero (A-F) de lado 180 mm.....	60
Fig. 2.18.- Distribución 2d del gradiente térmico G (en °C/cm) para seis palanquillas de acero (A-F) de lado 180 mm.....	62
Fig. 2.19.- Efectos de la velocidad de colada en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos origen y medio radio	64
Fig. 2.20.- Efectos de la velocidad de colada en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos lateral medio y lateral esquina.....	66
Fig. 2.21.- Efectos de la temperatura de colada en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos origen y medio radio.....	68
Fig. 2.22.- Efectos de la temperatura de colada en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos lateral medio y esquina.....	69
Fig. 2.23.- Efectos del flujo de agua de los rociadores en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos origen y medio radio.....	70
Fig. 2.24.- Efectos del flujo de agua de los rociadores en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos lateral medio y esquina.....	72
Fig. 2.25.- Efectos del contenido de C en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos origen y medio radio.....	73
Fig. 2.26.- Efectos del contenido de C en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos lateral medio y esquina.....	74
Fig. 2.27.- Efectos de la velocidad y temperatura de colada en el espesor de las zonas sólida y líquida para los aceros A, B y E.....	76
Fig. 2.28.- Efectos del flujo de agua de los rociadores y contenido de C en el espesor de las zonas sólida y líquida para los aceros A, B y E.....	78
Fig. 3.1.- Diagrama de fases de una aleación binaria eutéctica.....	89
Fig. 3.2.- Diagrama de fases de una aleación binaria hipoeutectoide	89
Fig. 3.3.- Esquema de (a) las energías total, de superficie y de volumen en el proceso de nucleación y (b) las energías libres para la nucleación homogénea y heterogénea.....	91
Fig. 3.4.- (a) Nucleación instantánea y (b) Nucleación continua. Imagen adaptada de Stefanescu.....	92

Fig. 3.5.- Solidificación direccional: (a) crecimiento dendrítico estable e inestable y (b) tipos de interfases dendríticas.....	93
Fig. 3.6.- Efectos de la (a) velocidad de enfriamiento y la (b) química del acero sobre el crecimiento dendrítico	95
Fig. 3.7.- Espaciados dendríticos primarios y secundarios en la zona pastosa y radio de la extremidad de una dendrita. Imagen adaptada de Vanovsek y col.	96
Fig. 3.8.- Relación entre parámetros geométricos y termo-físicos para la determinación de (a) λ_1 y (b) λ_2 . Imagen adaptada de Kurz y Fisher.....	99
Fig. 3.9.- λ_1 experimental para el succinonitrilo de 5.5% en peso de acetona, contrastado con los modelos de (a) Hunt y Kurz y Fisher, y (b) Trivedi.....	101
Fig. 3.10.- λ_2 en dos zonas características de la palanquilla. Imagen adaptada de Kurz y Fisher	104
Fig. 3.11.- Trazado sobre un cuarto de palanquilla industrial obtenida por colada continua	109
Fig. 3.12.- Medición en una micrografía de los espaciados dendríticos primarios y secundarios	111
Fig. 3.13.- Método de ajuste lineal numérico-experimental de M y N	111
Fig. 3.14.- Distribución 2d de (a) la velocidad de enfriamiento y del (b) ancho de la zona pastosa en un cuarto de palanquilla de un acero industrial de lado 140 mm.....	114
Fig. 3.15.- Ajuste de los parámetros constantes (a) N , para la simulación del espaciado dendrítico primario y (b) M , para la simulación del espaciado dendrítico secundario, para un acero industrial de 0.63%C.....	114
Fig. 3.16.- Distribución 2d de los espaciados dendríticos primarios en un cuarto de palanquilla de un acero industrial de 0.63%C. (a) $N = 800$, (b) $N = 740$ y (c) Imagen experimental obtenida de Cabrera y col.	116
Fig. 3.17.- Distribución 2d de los espaciados dendríticos secundarios en un cuarto de palanquilla de un acero industrial de 0.63%C, (a) $M = 57$, (b) $M = 58$, (c) Weisbeger y col y (d) Imagen experimental obtenida de Cabrera y col.....	117
Fig. 3.18.- Distribución 2d del cociente entre los espaciados dendríticos primarios y secundarios en un cuarto de palanquilla industrial de 0.63%C	118
Fig. 3.19.- Distribución 2d de la (a) velocidad de enfriamiento y el (b) ancho de la zona pastosa para un cuarto de palanquilla industrial de 0.43%C	119

Fig. 3.20.- Ajuste de los parámetros constantes (a) N , para la simulación del espaciado dendrítico primario y (b) M , para la simulación del espaciado dendrítico secundario, para un acero industrial de 0.43%C.....	119
Fig. 3.21.- Distribución 2d de los espaciados dendríticos primarios en un cuarto de palanquilla de un acero industrial de 0.43%C. (a) $N = 800$, (b) $N = 798$ y (c) Imagen experimental obtenida en el presente estudio	120
Fig. 3.22.- Distribución 2d de los espaciados dendríticos secundarios en un cuarto de palanquilla de un acero industrial de 0.43%C. a) $M = 57$, (b) $M = 27$, (c) Wolf y col. y (d) mapa experimental obtenido en el presente estudio	121
Fig. 3.23.- Distribución 2d del cociente entre los espaciados dendríticos primarios y secundarios en un cuarto de palanquilla industrial de 0.43%C	122
Fig. 3.24.- Ajuste lineal de las constantes N y M para los aceros A-C.....	124
Fig. 3.25.- Ajuste lineal de las constantes N y M para los aceros D-F	125
Fig. 3.26.- Para los aceros A-F, (a-f) simulación numérica y medición experimental de lambda 1 y lambda 2. (g) Cociente entre lambda 1 y lambda 2	127
Fig. 3.27.- Espaciados dendríticos en un cuarto de palanquilla de acero A. (a) Lambda 1 experimental, (b) lambda 2 experimental, (c) Lambda 1 simulación numérica y (d) Lambda 2 simulación numérica.....	128
Fig. 3.28.- Espaciados dendríticos en un cuarto de palanquilla de acero B. (a) Lambda 1 experimental, (b) lambda 2 experimental, (c) Lambda 1 simulación numérica y (d) Lambda 2 simulación numérica.....	129
Fig. 3.29.- Espaciados dendríticos en un cuarto de palanquilla de acero C. (a) Lambda 1 experimental, (b) lambda 2 experimental, (c) Lambda 1 simulación numérica y (d) Lambda 2 simulación numérica.....	130
Fig. 3.30.- Espaciados dendríticos en un cuarto de palanquilla de acero D. (a) Lambda 1 experimental, (b) lambda 2 experimental, (c) Lambda 1 simulación numérica y (d) Lambda 2 simulación numérica.....	131
Fig. 3.31.- Espaciados dendríticos en un cuarto de palanquilla de acero E. (a) Lambda 1 experimental, (b) lambda 2 experimental, (c) Lambda 1 simulación numérica y (d) Lambda 2 simulación numérica.....	132
Fig. 3.32.- Espaciados dendríticos en un cuarto de palanquilla de acero F. (a) Lambda 1 experimental, (b) lambda 2 experimental, (c) Lambda 1 simulación numérica y (d) Lambda 2 simulación numérica.....	133

Fig. 3.33.- Simulación numérica del cociente entre el espaciado dendrítico primario y secundario en un cuarto de palanquilla industrial para los aceros A-F	136
Fig. 3.34.- Efecto de la velocidad de colada en los espaciados dendríticos primarios y secundarios sobre la diagonal de la palanquilla para los aceros A, B y E.....	138
Fig. 3.35.- Efecto de la temperatura de colada en los espaciados dendríticos primarios y secundarios sobre la diagonal de la palanquilla para los aceros A, B y E.....	139
Fig. 3.36.- Efecto del flujo de agua de los rociadores en los espaciados primarios y secundarios en la diagonal de la palanquilla para los aceros A, B y E.....	141
Fig. 3.37.- Efecto del contenido de C en los espaciados dendríticos primarios y secundarios sobre la diagonal de la palanquilla para los aceros A, B y E.....	143
Fig. 3.38.- Efecto del contenido C en los espaciados dendríticos primarios y secundarios para los aceros A, B y E. Donde M y N son función de la composición química	144
Fig. 4.1.- Diagrama binario de fases hipotético.....	151
Fig. 4.2.- Esquema de la solidificación en la intercara de la dendrita. (a) Regla de la palanca y (b) regla de Scheil.....	152
Fig. 4.3.- Esquema de la solidificación con difusión de soluto desde la intercara a la fase sólida de la dendrita, imagen adaptada de Kurz y Fisher	154
Fig. 4.4.- Evolución de la concentración sólida C_s , concentración líquida C_l y el cociente entre la concentración sólida y la concentración nominal C_s/C_0	155
Fig. 4.5.- Evolución del coeficiente efectivo de retrodifusión γ vs el coeficiente de retrodifusión α	156
Fig. 4.6.- Evolución de la fracción eutéctica con respecto a la velocidad de enfriamiento para una aleación de aluminio con 4.9 % de Cu	162
Fig. 4.7.- Comparación de la evolución de la concentración líquida de Mn calculada con varios modelos de microsegregación. (a) Programa desarrollado en el presente estudio. (b) Won y Thomas.....	163
Fig. 4.8.- Clasificación de los tipos de segregación en un lingote de acero. Imagen adaptada de Flemings	165
Fig. 4.9.- Redistribución de soluto para dos casos de solidificación, pared del molde y estado estable. (a) Presente estudio y (b) Fleming y Nereo.....	173
Fig. 4.10.- Esquema experimental para la obtención de muestras en la diagonal de un cuarto de palanquilla.....	180
Fig. 4.11.- Ratio experimental de los elementos químicos C , Si , Mn , P , S y Cr , para seis palanquillas industriales	182

Fig. 4.12.- Cociente C/C_0 versus los cocientes S/S_0 , Mn/Mn_0 y P/P_0	185
Fig. 4.13.- Segregación transversal adimensional del C y S en tres tochos de acero. Datos obtenidos de estudio experimental realizado por IMATRA	189
Fig. 4.14.- Segregación adimensional del C y Cr en una palanquilla de de acero. Imagen adaptada de datos experimentales obtenidos por IMATRA	192
Fig. 4.15.- Relación entre el contenido de C experimental y los espaciados dendríticos primarios y secundarios	194
Fig. 4.16.- Evolución del parámetro de ajuste theta en función de x e y , sobre la diagonal de la palanquilla del acero A. (a) C , Si y Mn , y (b) P , S y Cr	196
Fig. 4.17.- C_S para el acero A en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a, b y c) C_S del C , Si y Mn con el parámetro de ajuste theta función de x e y . (d, e y f) C_S del C , Si y Mn con el parámetro de ajuste theta promedio	199
Fig. 4.18.- C_S para el acero A en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a, b y c) C_S del P , S y Cr con el parámetro de ajuste theta función de x e y . (d, e y f) C_S del P , S y Cr con el parámetro de ajuste theta promedio	201
Fig. 4.19.- C_S del C con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero A0 (b) acero A (c) acero B y (d) acero C	205
Fig. 4.20.- C_S del C con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero D (b) acero E y (c) acero F	207
Fig. 4.21.- C_S del Si con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero A0 (b) acero A (c) acero B y (d) acero C	208
Fig. 4.22.- C_S del Si con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero D (b) acero E y (c) acero F	210
Fig. 4.23.- C_S del Mn con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero A0 (b) acero A (c) acero B y (d) acero C	211

Fig. 4.24.- C_S del Mn con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero D (b) acero E y (c) acero F	212
Fig. 4.25.- C_S del P con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero A0 (b) acero A (c) acero B y (d) acero C	213
Fig. 4.26.- C_S del P con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero D (b) acero E y (c) acero F	215
Fig. 4.27.- C_S del S con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero A0 (b) acero A (c) acero B y (d) acero C	216
Fig. 4.28.- C_S del S con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero D (b) acero E y (c) acero F	217
Fig. 4.29.- C_S del Cr con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero A0 (b) acero A (c) acero B y (d) acero C	218

LISTADO DE TABLAS

Tabla 2.1.- Modelos lineal y cuadrático para la conductividad térmica.....	24
Tabla 2.2.- Modelos de flujo de calor para la condición de contorno del molde	24
Tabla 2.3.- Modelos experimentales del coeficiente pelicular h	27
Tabla 2.4.- Composición química (% peso) del acero HY-4, Cabrera y col.	34
Tabla 2.5.- Propiedades térmicas del acero HY-4, Hebi y col.	34
Tabla 2.6.- Condiciones de operación de una palanquilla de acero de $140 \times 140 \text{ mm}^2$, Cabrera y col.	34
Tabla 2.7.- Modelos de flujo de calor q y los coeficientes de transferencia de calor h para una palanquilla de acero de $140 \times 140 \text{ mm}^2$	35
Tabla 2.8.- Composición química (% peso) del acero A0.....	38
Tabla 2.9.- Condiciones de operación de palanquillas de $180 \times 180 \text{ mm}^2$ en dos líneas de producción	39
Tabla 2.10.- Propiedades termo-físicas del acero A0.....	40
Tabla 2.11.- Modelos de flujo de calor q y coeficientes de transferencia de calor h para una palanquilla de acero de $180 \times 180 \text{ mm}^2$	41
Tabla 2.12.- Composición química (% peso) de los aceros A1 y B1	43
Tabla 2.13.- Temperaturas de colada, liquidus y solidus para los aceros A1 y B1	43
Tabla 2.14.- Propiedades termo-físicas de los aceros A1 y B1	44
Tabla 2.15.- Composición química (% peso) de los aceros A-F	46
Tabla 2.16.- Condiciones de operación variables del proceso de colada continua para la fabricación de los aceros A-F	47
Tabla 2.17.- Condiciones de operación constantes de la máquina de colada continua para los aceros A-F.....	47
Tabla 2.18.- Propiedades termo-físicas de los aceros industriales A-F.....	48
Tabla 2.19.- Valores característicos de la simulación térmica para seis palanquillas de acero (A-F) de lado 180 mm	50
Tabla 2.20.- Valores mínimos y máximos de la velocidad de enfriamiento (en $^{\circ}\text{C/s}$) para seis palanquillas de acero (A-F) de lado 180 mm	58
Tabla 2.21.- Efectos de los parámetros de operación del proceso de colada continua en la longitud metalúrgica d_s	79
Tabla 3.1.- Parámetros experimentales del espaciado dendrítico primario para diferentes aceros.....	98

Tabla 3.2.- Modelos teórico-experimental para el cálculo del espaciado dendrítico secundario.....	108
Tabla 3.3.- Condiciones experimentales de desbaste para las muestras de una palanquilla de acero industrial.....	109
Tabla 3.4.- Condiciones experimentales de pulido para las muestras de una palanquilla de acero industrial.....	110
Tabla 3.5.- Composición química y aditivos para el ataque de las muestras de una palanquilla de acero industrial.....	110
Tabla 3.6.- Analogía entre la ecuación de la recta y las ecuaciones de los espaciados dendríticos primarios y secundarios	112
Tabla 3.7.- Parámetros N y M para un acero industrial de $0.63\%C$	115
Tabla 3.8.- Resumen de las constantes M y N , y el factor de correlación r^2 para los aceros A-F	126
Tabla 3.9.- Máximos y mínimos de los espaciados dendríticos y diferencia absoluta entre éstos	134
Tabla 3.10.- Promedio del cociente entre lambda 1 y lambda 2 de la simulación numérica y la medición experimental en seis palanquillas de acero industrial.....	135
Tabla 4.1.- Evolución de la microsegregación para un acero con multicomponentes .	161
Tabla 4.2.- Patrones para calibrar instrumento de espectrometría	181
Tabla 4.3.- Concentración adimensional mínima y máxima, desviación estándar y promedio para los elementos químicos C , Si , Mn , P , S y Cr , para seis palanquillas industriales (A-F) en la diagonal de la palanquilla.....	183
Tabla 4.4.- Parámetro estándar para cuantificar la cantidad de segregación.....	183
Tabla 4.5.- Resumen de los parámetros operacionales del proceso	184
Tabla 4.6.- Resumen de la composición química de 11 aceros industriales de la acería IMATRA. Tabla adaptada de Emtage y col.	187
Tabla 4.7.- Resumen de la desviación estándar de la segregación del C para tochos y palanquillas de tres aceros industriales de la acería IMATRA. Tabla adaptada de Emtage y col.	188
Tabla 4.8.- Datos estadísticos de la segregación transversal del C y S para dos tochos de aceros industriales de la acería IMATRA. Tabla adaptada de Emtage y col.	190
Tabla 4.9.- Datos estadísticos de la segregación del C y S en la línea central para dos tochos de aceros industriales de la acería IMATRA.	191

Tabla 4.10.- Datos estadísticos de la segregación del <i>C</i> y <i>S</i> en la línea central para dos tochos de dimensiones 280x350 y 280x233 mm^2 de la acería IMATRA. Tabla adaptada de Emtage y col.	191
Tabla 4.11.- Composición química en la diagonal de una palanquilla de acero A y parámetros estadísticos	195
Tabla 4.12.- Propiedades termo-físicas de cada elemento químico	196
Tabla 4.13.- Promedio del parámetro de ajuste theta para el acero A.....	197
Tabla 4.14.- Desviación estándar de cada elemento químico del acero A entre la composición sólida calculada con el parámetro de ajuste theta promedio y el resultado experimental	197
Tabla 4.15.- Promedio del parámetro de ajuste theta y promedio global del parámetro de ajuste theta para los elementos químicos <i>C</i> , <i>Si</i> , <i>Mn</i> , <i>P</i> , <i>S</i> y <i>Cr</i>	202
Tabla 4.16.- Desviación estándar de cada elemento químico para los aceros A0 y A-F entre la composición sólida calculada con el parámetro de ajuste theta promedio y el resultado experimental.....	203

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

Actualmente, la principal vía de fabricación de los productos semi elaborados de acero es mediante colada continua ya que permite reducción de costos, disminución de tiempos de espera, mayor calidad y repetitibilidad del producto, y la posibilidad de laminación en línea. Sin embargo, como toda solidificación metálica, las velocidades de solidificación y enfriamiento involucradas dan lugar a segregación, lo que hace necesario un control riguroso de la composición química, las condiciones de enfriamiento del acero y la microestructura de solidificación. Desde este punto de vista se hace necesario disponer de herramientas predictivas de la microestructura en función de los parámetros del proceso.

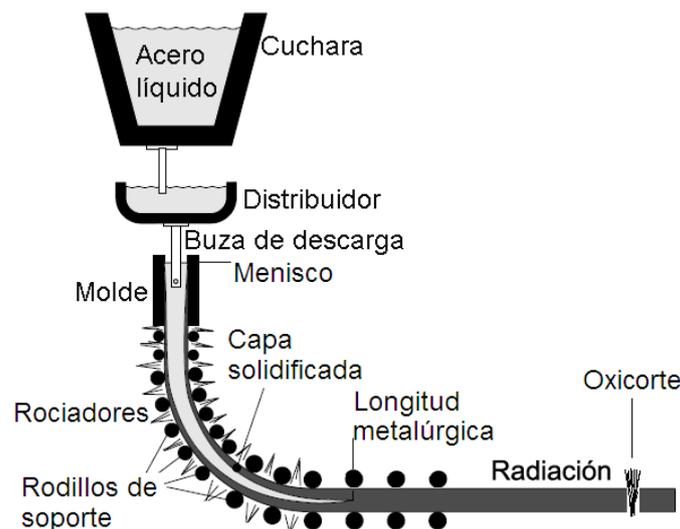


Fig. 1.1.- Esquema del proceso de colada continua

En la Fig. 1.1 se observa un esquema simplificado del proceso de colada continua. Éste consiste en vaciar a través de una buza de descarga el acero líquido ininterrumpidamente dentro de un molde abierto refrigerado en su contorno, que permite la formación de paredes sólidas que sean capaces de resistir la presión ferrostática que ejerce el material líquido en el interior del producto. Después del molde, el material (palanquilla o planchones) es guiado a través de rodillos de soporte en las zonas de enfriamiento por rociadores, donde la extracción del calor se realiza con chorros de agua pulverizada dirigidos hacia la superficie del material.

En la última zona de enfriamiento el material es enfriado en contacto directo con el aire circundante.

Por otra parte, para reducir la altura necesaria de las instalaciones donde llevar a cabo la colada continua, el acero se dobla durante la refrigeración secundaria, o una vez ésta ha finalizado y el acero ha solidificado, y posteriormente se endereza y se corta con oxicorte a la longitud idónea para llevar a cabo satisfactoriamente las siguientes etapas hasta llegar al producto final^[1].

Hay que tener en cuenta que los fenómenos involucrados en el proceso de elaboración del acero son altamente complejos, tanto desde un punto de vista mecánico como metalúrgico. Como primer paso al control de la microestructura de solidificación, se impone un estudio térmico del mismo mediante simulación numérica, bien establecido ya en bibliografía.

El estudio de la predicción correcta de las microestructuras de solidificación es de una extraordinaria complejidad, puesto que junto al problema de transferencia térmica se acopla un problema de transferencia de masa, que en el caso de aleaciones multicomponentes como el acero, pueden hacer inabordable el problema. Una forma ingenieril, aunque no correcta, pero si suficientemente cercana a la realidad, de abordar el problema consiste en desacoplar el problema térmico y el de transferencia de masa. Esto se conoce como aproximación MACRO-MICRO, dado que se simula de manera macroscópica la transferencia de calor para posteriormente, con el perfil térmico, predecir la microestructura.

Además, mediante una formulación que aquí llamaremos MIXTA, se determinará la segregación química generada durante la solidificación.

El capítulo 2 de esta Tesis contiene el estado del arte referente al estudio de la transferencia de calor con los métodos de diferencias finitas y elementos finitos en palanquillas fabricadas mediante colada continua^[2-5]. Más adelante, para este problema industrial, se dan las directrices para desarrollar un código computacional (módulo macro) con el objetivo de encontrar la solución numérica a la ecuación de balance de energía^[6]. La principal dificultad se centra en las condiciones de frontera. En la Fig. 1.1,

se observan las zonas de enfriamiento típicas del proceso de colada continua. En primer lugar, de entre los modelos que describen la transferencia de calor por el contorno para el molde^[7-8], el modelo que destaca es una función de flujo de calor que depende de parámetros operativos del proceso tales como la longitud del molde, el perímetro interior del molde y el caudal de agua. En segundo lugar, en la zona de rociadores, la estrategia más usada es la imposición de un flujo de calor convectivo donde el coeficiente de transferencia de calor se obtiene en función del flujo de agua de los rociadores^[9]. Finalmente, en el contorno de la zona de radiación se emplea el modelo clásico para cuerpos grises de Stefan-Boltzmann.

El programa computacional se valida con un problema analítico desarrollado por Carslaw y Jaeger^[6] que describe la evolución de la temperatura unidimensional en un sistema adiabático con un flujo de calor impuesto en una de sus fronteras. También, se valida con dos casos industriales referidos en bibliografía^[4,10] que estudian la transferencia de calor en el proceso de colada continua. De este modo, el programa es utilizado para la predicción del problema térmico en palanquillas de acero industrial y el análisis de los efectos de los parámetros de operación sobre la evolución de la temperatura y los espesores de las zonas líquida y sólida.

Otro aspecto importante en el estudio del proceso de la colada continua, es la microestructura de solidificación. Mientras el material pasa de líquido a sólido en el frente de solidificación, primero se forman estructuras en la dirección del flujo de calor llamadas células o brazos primarios, que cuando comienzan a crecer en dirección perpendicular al flujo de calor, forman brazos secundarios, que junto con los primarios constituyen las dendritas (del griego dendros=árbol), y así sucesivamente. En aleaciones metálicas, principalmente en aceros, el control de los espaciados dendríticos, y la distribución espacial de estas morfologías, es un aspecto importante porque tiene relación con la distribución de soluto en el proceso de solidificación y con las propiedades mecánicas del material.

En el capítulo 3 de esta Tesis se realiza una revisión bibliográfica sobre la caracterización y los modelos para la predicción de los espaciados dendríticos primarios y secundarios^[11-15]. La predicción de los espaciados dendríticos se realiza con un programa computacional denominado módulo micro. Este módulo utiliza el resultado

numérico del problema térmico (módulo macro), por lo que se suele hablar de una formulación macro-micro^[16-21]. Los modelos que describen los espaciados dendríticos primarios^[22-23] y secundarios^[24] son ajustados con resultados experimentales. De este modo, se estudian los efectos que tienen los parámetros de operación del proceso de colada continua en la evolución de los espaciados dendríticos.

Es bien conocido que durante la solidificación de metales líquidos y aleaciones, tiene lugar una distribución heterogénea de los elementos químicos del material (segregación). El control de la segregación en general, y en el proceso de colada continua en particular, tiene que ver con las relativas altas velocidades de solidificación y la evolución de la microestructura. De acuerdo con la escala dimensional en la que se analiza el proceso, la segregación se divide en microsegregación y macrosegregación. Estas dos segregaciones están muy relacionadas, y sin embargo el tratamiento matemático y conceptual que se les suele dar en bibliografía es diferente.

A continuación, en la Fig. 1.2.a se observa una palanquilla de sección cuadrada de lado $2R_0$ y en la Fig. 1.2.b, se muestra la concentración nominal C_0 constante, con el fin de distinguir el límite entre una zona rica y pobre en soluto. Para cada zona se destaca las diferentes situaciones que pueden resultar después del proceso de solidificación. Se hace notar que, en cualquier posición de r , la concentración real C puede ser mayor o menor que la concentración nominal C_0 .

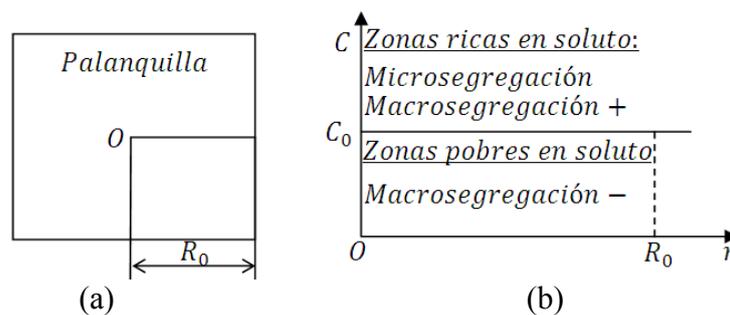


Fig. 1.2.- (a) Sección cuadrada de una palanquilla y (b) zonas ricas y pobres en soluto

En la fabricación del acero, la presencia de microsegregación en los espaciados dendríticos secundarios, se puede solucionar con un proceso posterior de recocido o trabajo en caliente. Sin embargo, la macrosegregación sucede en una escala más grande y puede representar un problema en la calidad del material por su difícil corrección. Por

ejemplo, en la Fig. 1.3 se observa la distribución del contenido de C en el largo inferior de un planchón de composición nominal de $\%C = 0.56$ y $\%Mn = 1.13$, fabricado a través de colada continua. En el centro el contenido de carbono es máximo, siendo evidente la macrosegregación positiva. En un acero este problema es serio, ya que las propiedades mecánicas seguirán siendo heterogéneas posterior a un tratamiento térmico de recocido o trabajo en caliente.

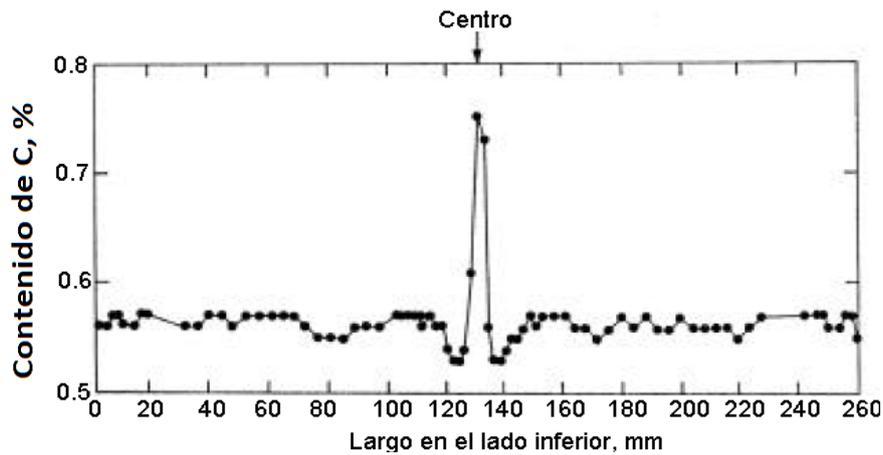


Fig. 1.3.- Perfil de la concentración de C en un planchón obtenido por colada continua, Moore, 1984^[25]

En el capítulo 4, primero se estudia la microsegregación y los diferentes modelos matemáticos que describen la cantidad de concentración sólida C_s propuestos en bibliografía en aleaciones binarias^[26-30] y con multicomponentes^[31-32]. Segundo, para la macrosegregación producida por el flujo de fluido interdendrítico se estudia un modelo de la redistribución de soluto^[33] desarrollado en base a un estudio analítico-experimental. De modo independiente, la validación de los modelos de microsegregación y macrosegregación ha sido realizada con resultados numéricos y experimentales reportados en bibliografía^[31-34]. Tercero, en base a la teoría de microsegregación y macrosegregación, se desarrolla un modelo original que describe la segregación de multicomponentes en palanquillas de acero. Por otro lado, se realiza la medición de la composición química de palanquillas de acero con datos de proceso conocidos, y en distintos lugares de la sección de la palanquilla, para realizar un ajuste numérico experimental y determinar la cantidad de segregación del C , Mn , P , Si , S y Cr . En resumen, con el fin de realizar una predicción de la microestructura de solidificación en palanquillas de acero fabricadas por colada continua, se ahonda en las siguientes

áreas de conocimiento: en primer lugar, se pretende entender los modelos matemáticos que rigen la transferencia de calor y las diferentes etapas de enfriamiento de la colada desde que el acero está en estado líquido en el molde hasta que solidifica completamente en la zona de radiación. En segundo lugar, se acomete estudiar la relación matemática entre la transferencia de calor y la formación de las dendritas, y la caracterización de los espaciados entre las ramas primarias y secundarias. Y por último, se propone distinguir los tipos de segregación, sus modelos matemáticos y la relación que pueda tener con el proceso térmico y microestructural. En base a lo anterior, se describen los objetivos generales y específicos de esta Tesis doctoral.

1.1. OBJETIVOS

1.1.1- Objetivos generales

Los objetivos generales de esta Tesis son los siguientes:

- I. Revisar los fenómenos involucrados en el proceso de colada continua para la elaboración de palanquillas de acero tales como la transferencia de calor, las condiciones de enfriamiento, la microestructura de solidificación y la segregación.
- II. Desarrollar una herramienta numérica multi-escala que simule la transferencia de calor, la microestructura de solidificación y la segregación en palanquillas de acero elaboradas con el proceso de colada continua.
- III. Medir experimentalmente la microestructura de solidificación y la composición química en palanquillas de acero industrial de condiciones de proceso conocidos.
- IV. Validar la simulación de la transferencia de calor con resultados numéricos de problemas industriales revisados en bibliografía. Asimismo, correlacionar la microestructura de solidificación y la cantidad de segregación con las mediciones experimentales del presente estudio.

- V. Simular con el programa computacional desarrollado, en condiciones de operación reales para la fabricación de palanquillas de acero, la distribución del campo de temperaturas, los espaciados dendríticos y la cantidad de segregación.

1.1.2- Objetivos específicos

Los objetivos específicos que se desprenden de los objetivos generales son:

Del Objetivo General I:

1. Revisar el estado del arte de los diferentes aspectos de la transferencia de calor aplicada al proceso de colada continua, como la modelación matemática y las condiciones de frontera de la palanquilla en la zona del molde, la zona de enfriamiento con rociadores de agua y la zona en contacto con el medio ambiente.
2. Explorar en bibliografía, para diferentes condiciones de solidificación, la evolución experimental de los espaciados dendríticos primarios y secundarios y su relación directa.
3. Estudiar en el proceso de colada continua la vinculación de la transferencia de calor con los espaciados dendríticos primarios y secundarios, y con la segregación.
4. Relacionar micro y macrosegregación en el proceso de colada continua con la transferencia de calor y los espaciados dendríticos, para de este modo, proponer una formulación mixta que describa la segregación de las palanquillas de acero.

Del Objetivo General II:

1. Escribir un algoritmo en FORTRAN que pre procese los datos de operación del proceso de colada continua y genere un fichero de texto que contenga la siguiente información: la geometría del problema, las propiedades del material, temperatura de colada, la velocidad de colada y las condiciones de frontera.
2. Resolver numéricamente con el método de los elementos finitos la ecuación de balance de energía que gobierna el problema de transferencia de calor con un programa en lenguaje FORTRAN llamado módulo macro. La solución numérica del módulo macro debe considerar en el cálculo la solidificación, las condiciones de operación y, en la frontera, todos los mecanismos de extracción del calor que están involucrados en el proceso de colada continua.
3. Simular numéricamente con modelos analíticos y teórico-experimentales mediante un módulo micro o metalúrgico, escrito en lenguaje FORTRAN, los espaciados dendríticos primarios y secundarios en un corte transversal perpendicular a la colada de una palanquilla de acero.
4. Determinar en un corte transversal de una palanquilla la cantidad de segregación de los multicomponentes de la aleación, y además, considerar los efectos de la macrosegregación y la microsegregación a través de un programa escrito en FORTRAN denominado formulación mixta.
5. Acoplar el programa de pre-proceso con el módulo macro, el módulo micro y la formulación mixta. El acoplamiento consiste en un flujo de información desde el módulo macro al micro y a su vez hacia la formulación mixta. La herramienta computacional para la programación del código es el programa Intel Visual Fortran Compiler, dentro de la plataforma Microsoft Visual Studio.
6. Desarrollar un programa para ordenar y distribuir la información en ficheros de datos de salida, permitiendo de este modo la visualización de los resultados, del campo de temperaturas, velocidades de enfriamiento durante la solidificación, gradiente térmico, la longitud metalúrgica entre las líneas liquidus y solidus,

evolución de las líneas liquidus y solidus, espesor de la zona pastosa, así como también, el campo de los espaciados dendríticos primarios y secundarios, y, por último, la macrosegregación, la microsegregación y la segregación.

Del Objetivo General III:

1. Realizar un estudio metalográfico en muestras de palanquillas de acero al carbono, para la medición de la microestructura de solidificación, la composición química y la segregación.

Del Objetivo General IV:

1. Validar el módulo macro con una solución analítica de la ecuación de balance de energía en una dimensión, y además, contrastar la solución numérica de la transferencia de calor del presente estudio con problemas industriales de colada continua presentados en bibliografía.
2. Determinar con la solución numérica del módulo macro del presente estudio y mediciones experimentales de la bibliografía parámetros que dan origen a modelos empíricos de los espaciados dendríticos primarios y secundarios, y de este modo, validar la solución numérica del módulo micro con mediciones experimentales en un cuarto de palanquilla de acero de similar composición química.
3. Contrastar el resultado numérico de la formulación mixta con mediciones experimentales de segregación para un acero y determinar en dos dimensiones la evolución de la macrosegregación y microsegregación de la composición química para una palanquilla de acero.

Del Objetivo General V:

1. Observar en el proceso de colada continua los efectos de los parámetros de operación y composición química en diferentes palanquillas de acero industrial.

2. Determinar con el módulo micro la distribución de los espaciados dendríticos primarios y secundarios en seis palanquillas industriales con composición química y condiciones de enfriamiento particulares.
3. Obtener la distribución de segregación con una formulación mixta para el *C*, *Si*, *Mn*, *P*, *S* y *Cr*, y, presentar la evolución de la macrosegregación y microsegregación en la diagonal de la palanquilla.

CAPÍTULO 2. MÓDULO MACRO

En este capítulo se revisan los aspectos relacionados con la transferencia de calor en el proceso de colada continua. En primer lugar, se realiza un análisis del estado del arte de cómo diferentes autores han abordado el estudio del problema térmico en el proceso de colada continua. En segundo lugar, se describen los modelos matemáticos que gobiernan el problema del calor y las diferentes ecuaciones propuestas en bibliografía para describir las condiciones de borde en las zonas características del proceso de fabricación de una palanquilla. También se presenta una breve descripción de la formulación matemática de la transferencia de calor con el método de los elementos finitos. En tercer lugar se valida el módulo macro para una aplicación industrial del proceso de colada continua propuesto en bibliografía. Asimismo, se estudian tres aplicaciones reales. En la primera, para una misma colada se observa el efecto que tiene la variación de las condiciones de enfriamiento sobre el campo de temperaturas y el espesor de las zonas líquida y sólida. En la segunda se estudia el efecto de la variación de la composición química manteniendo las condiciones del proceso. Y en la tercera, se analiza la transferencia de calor en seis palanquillas industriales de acero al carbono, que más adelante son la base para el estudio de la microestructura de solidificación y la segregación. Finalmente, en función de la composición química se eligen tres aceros industriales y se estudian los efectos de los parámetros de operación del proceso de colada continua sobre la evolución de la temperatura y el espesor de las zonas líquida y sólida.

2.1. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

En esta Tesis se denomina módulo macro a un programa computacional que simula la transferencia de calor del proceso de colada continua en la elaboración de palanquillas de acero. Para este propósito, en el programa se establece con parámetros reales de operación las condiciones iniciales del proceso y las estrategias de extracción del calor en la frontera del material, para lo cual es necesario ahondar en los avances que diversos autores han hecho en la materia. De este modo, se resumen a continuación diversos estudios que tratan aspectos interesantes de la transferencia de calor en el proceso de colada continua.

Mizikar^[2] fue uno de los primeros en estudiar el problema de transferencia de calor con el método de diferencias finitas en una dimensión aplicado al proceso de colada continua de palanquillas de acero de bajo contenido de carbono. Muestra la evolución de la temperatura en la pared de la palanquilla para: (a) enfriamiento continuo en la zona de rociadores, (b) una temperatura constante desde la salida del molde, (c) una zona múltiple de rociadores y (d) el enfriamiento por radiación. El modelo matemático fue utilizado para mejorar el diseño de una máquina de colada continua instalada en la acería de Aliquippa (Pensilvania), donde se estableció que un 30% de la última zona de rociadores puede ser reemplazado por una zona de radiación, sin un efecto importante sobre el tiempo de solidificación.

Brimacombe^[3] analiza el problema de transferencia de calor en dos dimensiones con el método de diferencias finitas. El autor muestra en tres gráficas la relación lineal de la velocidad de colada como función: (a) de la longitud útil del molde, (b) del largo de la zona de rociadores y (c) de la longitud metalúrgica (distancia medida en el centro de la sección transversal de una palanquilla o planchón, desde la superficie de la colada hasta la zona ya solidificada). La primera relación es para asegurar un espesor de capa sólida a la salida del molde para que resista la presión ferrostática que ejerce el material en estado líquido en el interior de la palanquilla. La segunda relación es para minimizar el sobrecalentamiento de la superficie cuando la palanquilla pasa de una zona a otra, con la finalidad de evitar la formación de micro grietas. Y la última es para asegurar que el corte de la palanquilla se realiza después del final de la longitud metalúrgica.

Han y col.^[35] en el proceso de colada continua estudian con el método de los elementos finitos en dos dimensiones el comportamiento termo-mecánico de la capa sólida que se forma en las paredes del molde de un planchón de acero al carbono. El modelo incorpora los efectos de la microsegregación y para la determinación de tensiones, dentro del coeficiente de expansión consideran la influencia de la zona esponjosa y las fases ferrítica y austenítica. Observaron el campo de deformaciones, de temperaturas y la formación de intersticios de aire, entre el planchón y el molde. Demostraron que

mientras mayor es el coeficiente de fricción entre la capa solidificada y el molde, más grande es la tensión principal máxima en la capa solidificada.

Meng y Thomas^[36] resuelven simultáneamente tres sistemas de ecuaciones: (a) para la solidificación del planchón, (b) para el molde y (c) para el intersticio entre el molde y el planchón. La formulación considera los efectos que tiene la oscilación sobre la transferencia de calor y la potencia consumida. Estos autores determinan el espesor de la capa sólida del planchón, el campo de temperaturas en el molde y el planchón, y además, los espesores de las capas de polvos coladores solidificados y líquidos. Demuestran que para altas velocidades de colada el incremento del flujo de calor en todo el molde es causado por la combinación de dos efectos: primero, en el menisco (superficie del acero líquido en contacto con el aire circundante dentro del molde) un espesor muy delgado entre la capa solidificada y el molde, y segundo, en las cercanías de la base del molde un espesor muy delgado en la capa sólida del planchón.

Santos y col.^[37] mediante la interacción entre un modelo de transferencia de calor desarrollado con el método de diferencia finitas y un algoritmo de inteligencia artificial y el conocimiento base de parámetros operacionales límites, desarrollan un programa computacional para optimizar un conjunto de condiciones de enfriamiento en el molde y en la zona de enfriamiento secundaria. La validación del programa la realizan con datos operacionales de una palanquilla de alto y bajo contenido de carbono. De este modo, mejoran las características metalúrgicas del acero, optimizan el largo de la línea central de la palanquilla no solidificada y determinan el perfil de temperaturas en la superficie de ésta, permitiendo incrementar la velocidad de colada con el fin de aumentar la productividad.

Janik y col.^[38], en el proceso de colada continua para un acero con 0.3% C realizan un estudio termo-mecánico en dos dimensiones con el código comercial ANSYS. Por un lado, en el análisis térmico, incluyen la solidificación y por otro lado, en el análisis mecánico, asumen que el material es elasto-plástico con endurecimiento isotrópico, donde el criterio de fluencia utilizado es el de Von Mises. Además, determinan el campo de temperaturas, el espesor de la capa solidificada, el módulo de endurecimiento

y el campo de tensiones causado por efecto de los cambios térmicos. También, analizaron la deflexión por efecto de la presión ferrostática ejercida por el material líquido sobre la capa solidificada y los rodillos de soporte. Demostraron que la máxima deflexión se produce en las zonas libres sin rodillos.

En la acería de Zawiercie (Polonia), en el proceso de colada continua a menudo se fracturaba la capa sólida que sostiene el material líquido en la salida del molde, generando una paralización del proceso. Por este motivo, Janik y Dyja^[5] modelan con el método de elementos finitos en tres dimensiones el problema térmico de colada continua con el código comercial ANSYS. Asumen simetría geométrica y un flujo de calor calculado en función del caudal de agua de enfriamiento que va en las tuberías de la camisa del molde. Compararon la simulación del espesor de la capa sólida con el modelo analítico de Chipman-FonDersmith^[39] y calculan en función de la composición química del acero las temperaturas liquidus y solidus que enmarcan los límites de la solidificación. Concluyen que el espesor de la capa sólida en la salida del molde (9.07 mm) es insuficiente para resistir la presión ferrostática del acero líquido.

Wang y col.^[40] con el objeto de encontrar las condiciones de operación óptimas en planchones de acero de grado Q235 fabricados en la acería WuHan (República de China), realizan un estudio en dos dimensiones con el método de diferencias finitas y determinan la temperatura en el borde y centro del planchón, así como también, el espesor de la capa solidificada antes y después de ajustar los parámetros de operación. Consideran los efectos de: (a) la velocidad de colada (b) distintas configuraciones de enfriamiento por rociado y (c) geometría de la aleación. Por otro lado, en el largo de la pieza consideran las condiciones de borde de: (a) convección en el molde, (b) convección en la zona de enfriamiento secundaria y (c) zona de enfriamiento por radiación. Los resultados del estudio fueron implementados en el año 2003 en la acería. De este modo, en la fabricación de planchones de dimensiones $250 \times 1500 \text{ mm}^2$, la velocidad de colada fue aumentada de 1 a 1.3 (m/min), la temperatura de colada fue reducida $5^\circ C$ y el flujo de agua de cada zona de enfriamiento fue reducido entre 10 a 25(l/min).

Alizadeh y col.^[8] presentan dos modelos semi analíticos para determinar la temperatura de superficie de la aleación y el espesor de la capa solidificada en la región del molde. La ventaja de estos modelos se basa en el control que permiten, ya que dependen de parámetros de operación tales como, la temperatura de vaciado y la temperatura solidus, la velocidad de colada, el nivel de acero en el molde, el caudal de agua de enfriamiento, la conductividad del acero en estado sólido y la densidad de flujo de calor local en el menisco. Validan en buen acuerdo con resultados experimentales, analíticos y numéricos.

Con el fin de estudiar la microestructura de solidificación en el proceso de colada continua, en esta Tesis la simulación térmica se realiza de manera macroscópica con el método de los elementos finitos, a través de la ecuación de balance de energía^[6] que gobierna el problema de transferencia de calor. El problema considera la solidificación y todos los mecanismos de extracción de calor que están involucrados en el proceso de la colada continua. Teniendo en cuenta la revisión bibliográfica^[5,7,35,40], el módulo macro es un programa que calcula numéricamente el campo de temperaturas durante el proceso de fabricación de una palanquilla o planchón y para esto ha sido necesario que el programa tenga la facilidad de: almacenar la información correspondiente a la geometría del producto semi-elaborado, la imposición de diferentes condiciones de borde y propiedades del material, y por último, un manejo ordenado de la salida de datos.

2.2. TRANSFERENCIA DE CALOR EN EL PROCESO DE COLADA CONTINUA

La predicción de la transferencia de calor en el proceso de colada continua es la base para simular la microestructura y la cantidad de segregación de los elementos químicos de un acero y para desarrollar criterios de control del proceso que aseguren la calidad del material y por ende de los productos casi acabados. Por otro lado, la cantidad de segregación tiene relación con la microestructura de solidificación y la velocidad de enfriamiento en cada zona de la palanquilla, y por esta razón, se debe controlar la temperatura de colada en la cuchara y la artesa, la velocidad de colada y el flujo de calor

en el contorno de la palanquilla, ver Fig. 1.1. En la modelización de la transferencia de calor se debe identificar los parámetros de operación que influyen en cada mecanismo de enfriamiento en la frontera de la palanquilla, que se divide en tres zonas características: a) molde, b) rociadores y c) radiación, ver Fig. 1.1.

En la zona del molde, el calor absorbido por el flujo de agua tiene que asegurar la formación de una capa sólida que sea capaz de resistir la presión ferrostática que ejerce el material líquido en el interior de la palanquilla. Asimismo, ha de evitar grandes gradientes de temperatura que pueden contraer o expandir el material, generando un estado de tensiones localizado en la capa sólida recién formada. También tiene que impedir la formación de micro grietas superficiales.

Además, en la zona del molde, en el contorno de la palanquilla se agregan polvos coladores compuestos por NaF , K_2O , Na_2O , SiO_2 , CaO y Al_2O_3 que tienen como objetivo proteger y lubricar la zona de contacto entre el molde refrigerado y el acero en solidificación. Al ser aplicado sobre la superficie del acero los polvos dan lugar a la formación de tres capas: una de escoria líquida en contacto con el acero, otra de polvo sinterizado y una tercera con el polvo en su estado original. La capa de escoria líquida, con los movimientos de la lingotera, se posiciona entre la capa de metal recientemente solidificada y la pared del molde. Debido a la baja temperatura de la superficie del molde, el polvo colador solidifica formando una capa de escoria sólida que queda adherida a la pared del molde, esta capa se forma en todo el contorno y tiene influencia en la transferencia de calor y en la formación de las marcas de oscilación en la superficie de la palanquilla. En cambio, en la superficie de la palanquilla la capa de escoria líquida, permite que el material se deslice con mayor facilidad, debido a su alta viscosidad^[7].

De otro modo, para disminuir la segregación central en una palanquilla y por lo tanto, homogeneizar la microestructura de solidificación, las acerías han implementado en el molde agitadores electromagnéticos, que también es un factor influyente en la cantidad de calor liberado. La interacción del campo electromagnético con el acero líquido produce un movimiento de giro del mismo. La turbulencia generada por este movimiento acerca líquido caliente del centro de la palanquilla a la intercara de

solidificación, aumentando la transmisión térmica y, por tanto, la eliminación del sobrecalentamiento^[41].

En la zona de rociadores, la superficie de la palanquilla es enfriada a través de microgotas de agua que salen de las boquillas de los rociadores. Un factor negativo para la transferencia de calor es la película de vapor que se puede formar en la superficie de la palanquilla al impactar las gotas de agua. También, se deben considerar la presión del agua y el tipo, la posición y la distribución de las boquillas de los rociadores. En la zona secundaria de enfriamiento, la palanquilla intercambia calor por contacto con los rodillos, los cuales a su vez son enfriados con agua pulverizada. Finalmente, en la zona de radiación, el material se enfría por contacto directo con el aire circundante.

El estudio del proceso de colada continua es complejo porque en él están involucrados todos los mecanismos de transferencia de calor, que son, la conducción, la convección y la radiación. Para un mejor entendimiento del problema se procede a explicar de manera global los modelos matemáticos que describen la transferencia de calor y sus respectivas condiciones de borde.

2.2.1- Modelación matemática de la transferencia de calor aplicada al proceso de colada continua

En la década de los sesenta, debido al insuficiente poder de cálculo de las computadoras, la simulación térmica del proceso de colada continua era realizada en una dimensión^[2]. Del mismo modo, actualmente esta estrategia se mantiene con el uso de redes neuronales, ya que la optimización de un parámetro de operación del proceso requiere gran poder de cálculo^[37]. Otra alternativa, es analizar el proceso de colada continua en tres dimensiones. Sin embargo, esto implica: (a) más tiempo en dibujar las geometrías, (b) más cálculo computacional (c) mayor dificultad en la imposición de las condiciones de borde y (d) menos discretización del dominio^[5].

De otro modo, resolver numéricamente el problema de la transferencia de calor del proceso de colada continua en dos dimensiones, permite una mejor discretización en el

dominio de cálculo, obtener un mapa de las temperaturas en dos dimensiones en cada posición perpendicular a la colada y un uso adecuado del recurso computacional.

La simulación de la transferencia de calor aplicada al proceso de colada continua se puede realizar con programas comerciales tales como FLUENT, ANSYS y ABAQUS. Considerando que la formulación matemática del problema de transferencia de calor está bien establecido en bibliografía^[42-43], y que además, varios autores^[5,7,35,40] han realizado estudios numéricos de éste problema aplicado a la colada continua, en esta Tesis se ha decidido escribir un código computacional propio que lo simula.

Por lo tanto, esta herramienta computacional entrega las siguientes ventajas: la autonomía y el control sobre el problema desde el punto de vista de la programación, un constante mejoramiento continuo sobre el código, la capacidad de simular el proceso con diferentes materiales y propiedades, la implementación de los modelos que describen la microestructura de solidificación, y por último, la capacidad de estudiar cualquier problema de colada continua bajo diferentes parámetros de operación. A continuación, se describe la formulación matemática del problema térmico de la colada continua.

Si se asume que el calor fluye perpendicular a la dirección de colada, el problema térmico se puede resolver en un plano que se desplaza a la velocidad de colada, donde cada posición del plano tiene sus respectivas condiciones de frontera. De este modo, la transferencia de calor es descrita para un dominio bidimensional con la ecuación de conducción del calor transitoria ó también conocida como la ecuación de Poisson^[6,44]:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \dot{q} \quad \text{Ec. 2.1}$$

donde T es la temperatura (en K), t es el tiempo (en s) y \dot{q} es el término fuente (en W/m^3). Además, las propiedades termo-físicas del material son la densidad ρ (en kg/m^3), la conductividad térmica k (en W/mK), el calor específico c (en J/kgK) y finalmente, x e y son las coordenadas espaciales (en m). Por otro lado, en el proceso de enfriamiento de la colada, entre las temperaturas liquidus y solidus sucede la

solidificación y por lo tanto, en la variación de la entalpía se debe agregar a través del término fuente \dot{q} la liberación de calor latente:

$$\dot{q} = \rho L \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad \text{Ec. 2.2}$$

donde L es el calor latente de solidificación (en J/kg) y f_s la fracción sólida que varía de 0 a 1 durante el proceso de solidificación. Además, para un mejor manejo de la ecuación de energía se puede considerar un pseudo calor específico c' , tal como lo propusieron Voller y Swaminathan^[45]:

$$c' = c - L \frac{\partial f_s}{\partial T} \quad \text{Ec. 2.3}$$

Considerando lineal la variación de la fracción sólida en función de la temperatura y substituyendo la Ec. 2.2 en la Ec. 2.1, agrupando el término fuente \dot{q} con el término que contiene el calor específico c se obtiene la Ec. 2.3 del pseudo calor específico c' . Finalmente, se obtiene la Ec. 2.4 que rige el problema de transferencia de calor para el proceso de colada continua con cambio de fase:

$$\rho c' \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) \quad \text{Ec. 2.4}$$

2.2.2- Condiciones de borde de la transferencia de calor aplicadas al proceso de colada continua

2.2.2.1- Condiciones de borde global en el proceso de colada continua

En el proceso de colada continua las tendencias^[2-4] en la imposición de las condiciones de borde en una palanquilla son, en primer lugar, en la zona del molde describir el flujo de calor en función del tiempo de residencia t ó también asociarle un flujo convectivo dado. En segundo lugar, en la zona de rociadores calcular el flujo de calor convectivo en función del caudal de agua \dot{W} expulsado por los rociadores. A modo de ejemplo, en esta zona para un flujo de agua de $\dot{W} = 20(l^2/m^2s)$ y una presión $P = 620 \text{ kPa}$ el

coeficiente de transferencia de calor^[2] es $h_{convección} = 2000 \text{ (W/m}^2\text{K)}$ y para una emisividad del acero de $\varepsilon = 0.8$, una temperatura ambiente $T_{amb} = 25^\circ\text{C}$ y una temperatura de superficie del material $T = 1000^\circ\text{C}$ el coeficiente de transferencia de calor^[44] es $h_{radiación} = 120 \text{ W/m}^2\text{K}$. Por lo tanto, se puede asumir que el flujo de calor por radiación es despreciable respecto de la convección. Sin embargo, en la última zona de enfriamiento (zona libre) la radiación predomina respecto de la convección.

La cantidad de flujo de calor neto en la frontera de cada palanquilla depende del número de líneas de producción, la posición de la línea, la temperatura exterior, la velocidad de colada y el efecto de la radiación del calor liberado entre éstas. Desde esta perspectiva, cuatro casos bien establecidos podrían ser analizados a partir de la Fig. 2.1.a.

- a) El caso más trivial, es cuando la palanquilla tiene un flujo de calor q igual en todas sus fronteras, es decir, $q_{I,II} = q_{II,III} = q_{III,IV} = q_{I,IV}$. En este caso, el análisis de la transferencia de calor es simétrico y se reduce a un cuarto de la palanquilla tal como se muestra en la Fig. 2.1.b.
- b) El flujo de calor en un lado de la palanquilla es igual al de su cara frontal, pero distinto al de sus caras laterales, es decir, $(q_{I,II} = q_{III,IV}) \neq (q_{II,III} = q_{I,IV})$. También el análisis de la transferencia de calor es simétrico y se reduce a un cuarto de palanquilla tal como lo muestra la Fig. 2.1.b.
- c) Otro caso es considerar igual flujo de calor en dos caras frontales pero distinto al de sus caras laterales, que a su vez son distintas entre ellas, es decir, $(q_{I,II} = q_{III,IV}) \neq (q_{II,III} \neq q_{I,IV})$. En este caso, la simetría es aplicada a la mitad de la palanquilla.
- d) El último caso consiste en considerar en las fronteras que todos los flujos de calor son distintos, es decir, $q_{I,II} \neq q_{II,III} \neq q_{III,IV} \neq q_{I,IV}$. En este caso no existe simetría, y por lo tanto el análisis de la transferencia de calor se realiza a toda la palanquilla.

En una primera aproximación y tal y como se suele hacer en bibliografía^[2-4], también en esta Tesis se supondrá que el flujo de calor es el mismo en todas sus fronteras (caso a). Con esta estrategia, se discretiza en una geometría cuadrada sólo un cuarto de la palanquilla. A continuación, se muestra en la Fig. 2.1 un corte transversal de una palanquilla, donde el cuadrante I se representa con sus respectivas condiciones de contorno y de simetría. Evidentemente, el mismo análisis se podría realizar en los otros cuadrantes.

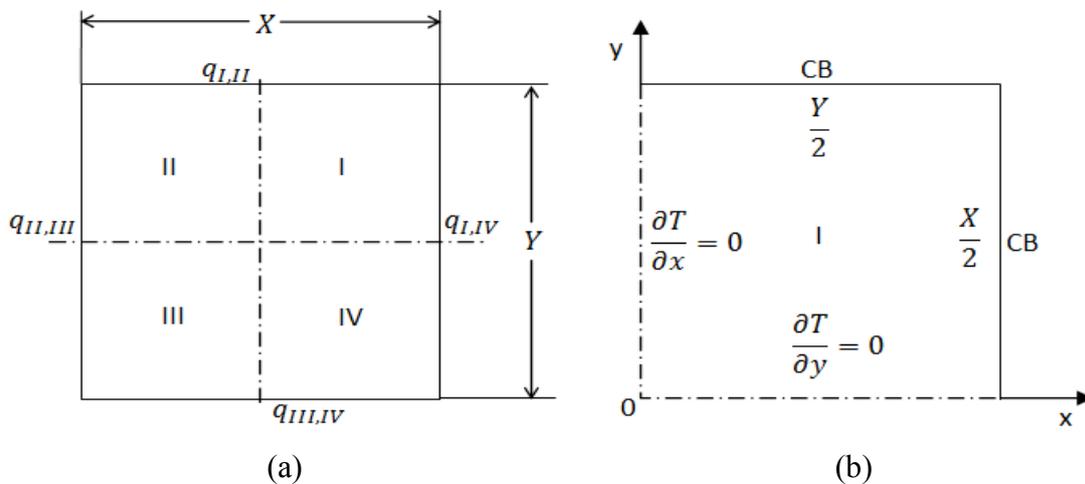


Fig. 2.1.- (a) Corte transversal de una palanquilla y (b) condiciones de borde y de simetría en un cuarto de palanquilla.

En el lado izquierdo de la Fig. 2.1 se observa un corte transversal de una palanquilla cuadrada dividida en cuatro cuadrantes y en el lado derecho se muestra el cuadrante I con las condiciones de simetría (adiabáticas) y de borde CB. Por un lado, el plano de la Fig. 2.1.b es perpendicular a la dirección de colada. En la posición equivalente al menisco ($z = 0$), y para un tiempo $t = 0$ la condición inicial de la temperatura es la temperatura de colada T_c . Por otro lado, en términos matemáticos las condiciones de simetría para el cuadrante I son:

$$\begin{aligned}
 x = 0, \quad 0 \leq y \leq \frac{Y}{2}, \quad k \frac{\partial T}{\partial x} = 0 & \quad \text{Ec. 2.5} \\
 y = 0, \quad 0 \leq x \leq \frac{X}{2}, \quad k \frac{\partial T}{\partial y} = 0 &
 \end{aligned}$$

En las condiciones de simetría de la Ec. 2.5 X e Y son las dimensiones de la sección de la palanquilla. De otro modo, las CB en el contorno exterior del cuadrante I son:

$$\begin{aligned} x = \frac{x}{2}, \quad 0 \leq y \leq \frac{y}{2}, \quad -k \frac{\partial T}{\partial x} = q \\ y = \frac{y}{2}, \quad 0 \leq x \leq \frac{x}{2}, \quad -k \frac{\partial T}{\partial y} = q \end{aligned} \quad \text{Ec. 2.6}$$

donde q (W/m^2) se define como la cantidad de calor que se extrae por el contorno de la palanquilla. Este valor en el molde puede ser constante o también, definido por una función, y para las otras zonas de enfriamiento de la palanquilla es más apropiado usar la siguiente expresión:

$$q = h(T_{amb} - T) \quad \text{Ec. 2.7}$$

donde T_{amb} (en K) es la temperatura ambiente, h (en $\text{W}/\text{m}^2\text{K}$) es el coeficiente pelicular de la convección o un coeficiente de transferencia de calor definido para la radiación.

Hasta aquí, el estudio de las condiciones de borde en el proceso de colada continua en una palanquilla se ha realizado desde una perspectiva global. Sin embargo, para cada zona de enfriamiento se debe tener en cuenta los aspectos propios de cada frontera. A continuación, se realiza el estudio por cada zona del contorno de la palanquilla y las diferentes estrategias propuestas por varios autores.

2.2.2.2-Condiciones de borde en el conjunto palanquilla/molde

Desde el interior de la palanquilla hasta el medio circundante, el calor fluye por distintos medios, ver Fig. 2.2. Allí, tanto en el acero líquido, como en el sistema de refrigeración y en el medio circundante, predomina la convección. Por otro lado, en la cascara sólida, en el molde y entre la superficie de la palanquilla y del molde, predomina la conducción. Debido a la combinación de mecanismos de transferencia de calor, se pueden adoptar distintas estrategias desde un punto de vista numérico. Para más detalles, Cicutti^[7] describe los principales mecanismos de transferencia de calor implicados en el molde, y resume las expresiones de transferencia de calor que han propuestos diversos autores desde una perspectiva individual y global.

En el conjunto palanquilla/molde, Fig. 2.2, el flujo de calor puede calcularse a través de una resistencia equivalente haciendo una analogía eléctrica desde el borde de la palanquilla hasta el medio circundante. No obstante, en la zona de contacto es muy complejo obtener un valor ya que se mezclan dos medios: la película lubricante y las burbujas de aire. Otra metodología más compleja es calcular el campo de temperaturas a través de la ecuación de convección difusión. Sin embargo, esto requiere el conocimiento del campo de velocidades en la zona líquida, para lo cual se hace necesario resolver las ecuaciones de Navier Stoke. Una simplificación importante del problema es reemplazar el efecto de la convección por una conductividad térmica efectiva en el acero líquido.

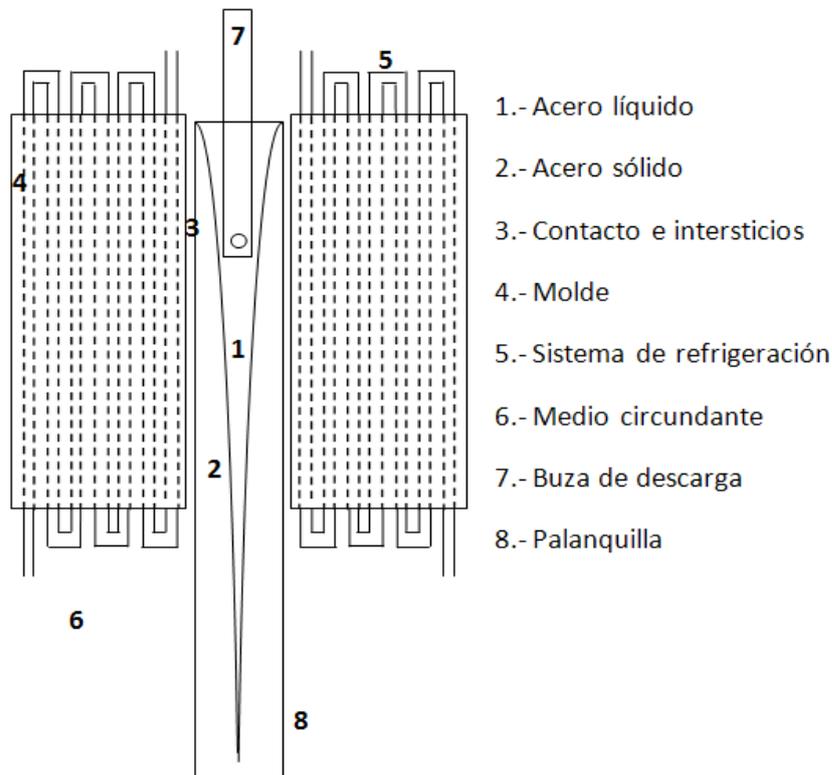


Fig. 2.2.- Esquema conjunto palanquilla/molde

Este criterio consiste en ponderar, con un factor de incremento β_{ef} , la conductividad térmica del sólido k_s (en W/mK) para las zonas donde la fracción de líquido es f_l y fluctúa entre 0 a 1. En la Tabla 2.1 se observa el modelo lineal y cuadrático para determinar la conductividad térmica del acero en estado líquido, líquido-sólido y sólido.

Tipo de modelo	Conductividad Térmica	N°
Lineal	$k = k_s[1 + (\beta_{ef} - 1) \cdot f_l]$	Ec. 2.8
Cuadrático	$k = k_s[1 + (\beta_{ef} - 1) \cdot f_l^2]$	Ec. 2.9

Tabla 2.1.- Modelos lineal y cuadrático para la conductividad térmica

Utilizar este factor de ponderación en el problema de transferencia de calor aplicado a la colada continua permite ahorrar tiempo de programación debido a que se omite la implementación de las ecuaciones del movimiento y por lo tanto, el cálculo del campo de velocidades en la zona líquida de la palanquilla.

Por otro lado, otra simplificación importante del problema es imponer un flujo de calor directo en la frontera exterior de la palanquilla, utilizando un modelo analítico o teórico-experimental de los propuestos en bibliografía, tales como los que se exponen en la Tabla 2.2.

Flujo de Calor	Referencia	N°
$q = 2678 - 335\sqrt{t}$	Savage y col. ^[46]	Ec. 2.10
$q = 2650 - 265\sqrt{t}$	Upton y col. ^[47]	Ec. 2.11
$q = 4052/\sqrt{t}$	Wolf ^[48]	Ec. 2.12
$q = 2640e^{-t} + 910e^{-t/11.3} + 930$	Davies y col. ^[49]	Ec. 2.13
$q = 2680e^{-0.0386t} - 12.62t - 113.6$	Krainer y col. ^[50]	Ec. 2.14
$q = 71.28e^{-t} + 2328e^{-t/95} + 698$	Álvarez de Toledo y col. ^[51]	Ec. 2.15
$q = 7881 - 663t \quad (t < 1) \ ;$	Gilles ^[52]	Ec. 2.16
$q = 7218 - t^{-0.558} \quad (t > 1)$		
$q = \frac{\alpha \Delta T_w^T \rho_w C_w \dot{W}}{P_m} \frac{e^{-\alpha z}}{1 - e^{-\alpha H_{me}}}$	Alizadeh ^[8]	Ec. 2.17

t : Tiempo de residencia	W : Caudal de agua de enfriamiento
α : Parámetro experimental	P_m : Perímetro de la palanquilla
ΔT_w^T : Dif. de T del agua en el molde	z : Distancia desde el menisco
ρ_w : Dens. del agua en el molde	H_{me} : Nivel del menisco
C_w : Calor específico capa solidificada	e : Constante de Napier

Tabla 2.2.- Modelos de flujo de calor para la condición de contorno del molde

En la Tabla 2.2 se muestran diferentes modelos matemáticos que estiman la cantidad de calor que extrae el sistema de refrigeración en el molde. La gran mayoría de éstos dependen explícitamente del tiempo de residencia t , el cual, es calculado en función de la velocidad de colada v_c y la distancia que existe hasta el menisco. De entre las ecuaciones de la Tabla 2.2 destaca la Ec. 2.10 que fue obtenida experimentalmente en un molde estático y es conocida como la ley de Savage y Pritchard^[46] y también, el modelo semi analítico (Ec. 2.17) presentado por Alizadeh^[8], porque depende de varios parámetros del proceso de colada continua. A continuación, en la Fig. 2.3 se observa la evolución del flujo de calor con diferentes modelos en función del tiempo de residencia. Los modelos representados en la Fig. 2.3 asumen que el flujo de calor saliente en la zona del molde es igual en cualquier punto exterior de un corte transversal de la palanquilla. Sin embargo, en la realidad puede ser que no exista dicha simetría en la extracción del calor. Además, la gran mayoría de los modelos no tienen en cuenta las dimensiones de la palanquilla, espesor de la capa solidificada, composición química del material y temperatura de colada.

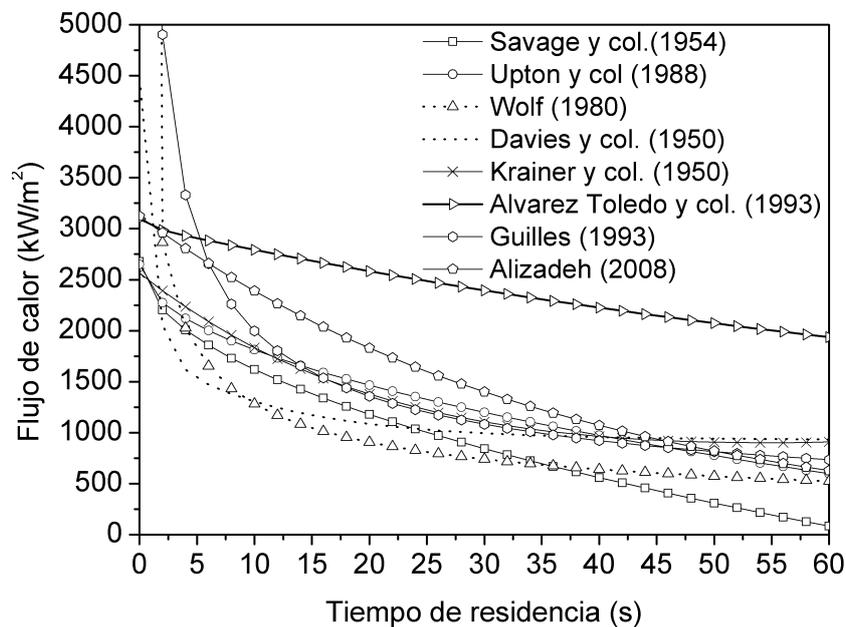


Fig. 2.3.- Evolución del flujo de calor q en función del tiempo de residencia según distintos autores

De todos modos, estos modelos de flujo de calor siguen vigentes debido al ahorro de cálculo numérico que se consigue en el problema térmico en la zona del molde. Por otro

lado, se observa en la Fig. 2.3, con excepción del modelo de Álvarez Toledo y col. ^[51], que en la medida en que aumenta el tiempo de residencia, el flujo de calor decrece muy rápido hasta un tiempo de residencia 10 segundos en el contorno de la palanquilla/molde hasta llegar a una cuasi estabilización, donde el modelo deja de tener efecto ya que comienza la zona de rociadores.

2.2.2.3-Condición de borde en las zonas de rociadores y de radiación

Para la imposición de las condiciones de borde en las zonas de enfriamiento secundaria se debe tener en cuenta el diseño y la distribución de los rociadores. La maximización de la productividad en el proceso de colada continua depende de la cantidad de extracción de calor, de eficiencia en la operación y la facilidad para dar mantenimiento continuo a los rociadores. Además, la distancia entre el material y las boquillas de los rociadores, el espaciado entre boquillas y la presión del agua ^[9,53-55].

Como ya se ha mencionado el mecanismo de transferencia de calor que predomina en el exterior de la palanquilla en la zona de rociadores es la convección, que puede ser determinada a través del coeficiente de transferencia de calor h (en W/m^2K).

En las últimas décadas, para determinar h en las zonas de rociadores se han propuesto modelos empíricos que dependen del flujo de agua por unidad de área \dot{W} (en l/m^2s), de la temperatura del agua T_w (en $^{\circ}C$), de la velocidad del rociador u (en m/s), de la temperatura solidus T_s (en $^{\circ}C$) y de parámetros del proceso de colada continua.

De este modo, Mizikar ^[53] obtiene la Ec. 2.20 que trabaja en un rango operativo del flujo de agua de 0 a 20.3 (en l/m^2s) y una presión de agua de 276 (en kPa). Asimismo en base a experimentos en aceros, Mitsutsuka ^[56] propone la Ec. 2.18 con las siguientes restricciones: un flujo de agua $\dot{W} > 0.008$ (l/m^2s) y los parámetros n y b $0.65 < n < 0.75$ y $0.005 < b < 0.008$, respectivamente. Después, Shimada y Mitsutsuka ^[57] obtienen la Ec. 2.19 para un rango operativo de temperaturas entre 300 y 930 $^{\circ}C$ ^[55] y un flujo de agua expulsado por los rociadores \dot{W} entre 1 y 50 (l/m^2s) ^[58]. Y por último, Ishiguro y col. ^[59] y más adelante, Nozaki y col. ^[60] demuestran en base a experimentos, que para un flujo de agua $\dot{W} > 15$ (l/m^2s) el valor de h en palanquillas es menor y proponen las ecuaciones 2.22 y 2.23, respectivamente.

A continuación, se resume en la Tabla 2.3 los citados modelos para el cálculo de h .

Coeficiente Pelicular	Referencia	Nº
$h = \dot{W}^n(1 - bT_w)$	Mitsutsuka ^[56]	Ec. 2.18
$h = 1.57\dot{W}^{0.55}(1 - 0.0075T_w)$	Shimada y Mitsutsuka ^[57]	Ec. 2.19
$h = 0.0776\dot{W} ; h = 0.1\dot{W}$	Mizikar ^[2]	Ec. 2.20
$h = 0.01u + (0.107 + 0.00068u)\dot{W}$	Muller y Jeschar ^[61]	Ec. 2.21
$h = 0.581\dot{W}^{0.451}(1 - 0.0075T_w)$	Ishiguro y col. ^[59]	Ec. 2.22
$h = (1.57\dot{W}^{0.55}(1 - 0.0075T_w))/\alpha$	Nozaki y col. ^[60]	Ec. 2.23
$h = 0.423\dot{W}^{0.556} ; h = 0.360\dot{W}^{0.556}$	Bolle y Moureau ^[62]	Ec. 2.24
$h = 708\dot{W}^{0.75}T_s^{-1.2} + 0.116$	Sasaki ^[63]	Ec. 2.25
$h = 0.35\dot{W}^{0.556} + 0.13$	Wang y col. ^[40]	Ec. 2.26

Tabla 2.3.- Modelos experimentales del coeficiente pelicular h

En la Fig. 2.4 se observa la evolución del coeficiente de transferencia de calor h en función del flujo de agua \dot{W} , según diversos autores, pudiendo apreciar diferencias superiores a un factor 2.

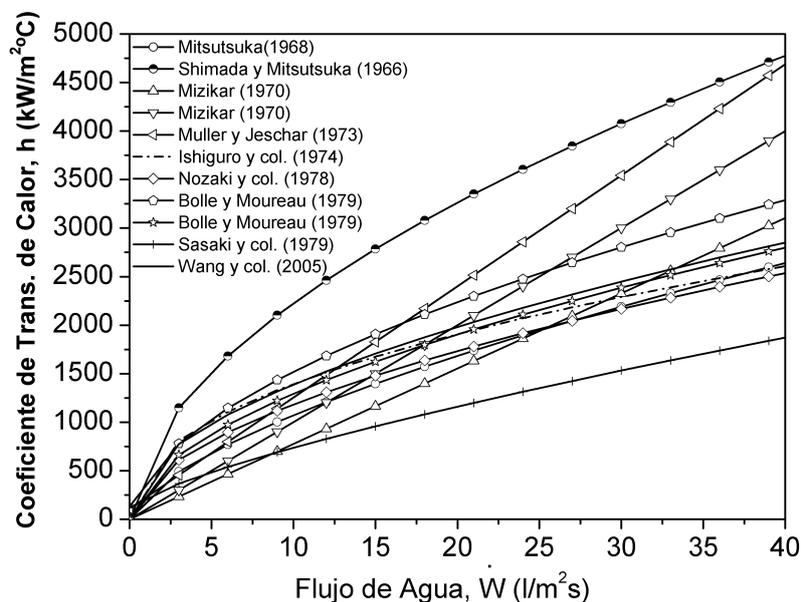


Fig. 2.4.- Evolución del coeficiente pelicular h en función del flujo de agua según distintos autores

El criterio utilizado para determinar el coeficiente de transferencia de calor en la zona de rociadores depende principalmente de la cantidad de agua expulsada por el chorro y la presión del rociador, así como también de la temperatura de pared de la palanquilla y de los componentes químicos del material. No obstante, la deficiencia de estos modelos recae en asumir en el contorno de la palanquilla simetría total en la extracción del calor.

Por otro lado, cuando el material está en contacto directo con el aire circundante, el mecanismo de transferencia de calor que predomina es la radiación^[64]. Se define el coeficiente de transferencia de calor h como:

$$h = \varepsilon\sigma(T_{amb}^2 + T^2)(T_{amb} + T) \quad \text{Ec. 2.27}$$

donde ε es la emisividad, σ es la constante de Stefan Boltzmann (en W/m^2K^4) y T_{amb} es la temperatura ambiente (en K). Asimismo, una vez obtenido el coeficiente de transferencia de calor h para la convección y la radiación, el flujo de calor se calcula con la Ec. 2.7.

2.2.3- Método numérico de la transferencia de calor aplicado al proceso de colada continua

2.2.3.1- Ecuación del calor y condiciones de contorno

En el módulo macro se implementa el método numérico de los elementos finitos^[43,65], donde el campo de temperaturas en la palanquilla se determina con la ecuación de Poisson^[6]:

$$\rho c' \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla^{T'} \mathbf{k} \nabla T \quad \text{en el conjunto } \Omega \quad \text{Ec. 2.28}$$

donde $\Omega \subset \mathbb{R}^{n_{dim}}$ es el conjunto subconjunto del espacio $\mathbb{R}^{n_{dim}}$ con un número de dimensiones n_{dim} , T es la variable dependiente del problema y T' es el súper índice que denota una matriz transpuesta, t es el tiempo, ρ la densidad del material y c' es el pseudo calor específico que considera el efecto de la solidificación y depende del calor específico c y de las temperaturas liquidus y solidus, T_l y T_s , respectivamente. Por otro

lado, \mathbf{k} es la matriz constitutiva de las conductividades térmicas y ∇ es el operador gradiente.

En la palanquilla, las condiciones de borde que se implementan en la Ec. 2.28 son conocidas en términos matemáticos como: a) de Dirichlet, que define un valor prescrito de la temperatura T en el contorno a través de la Ec. 2.29, y, b) de Neumann, que corresponde a una solución de la derivada del gradiente de temperatura normal al contorno del dominio a través de la Ec. 2.30.

$$T - T_p = 0 \quad \text{en el contorno } \Gamma_T \quad \text{Ec. 2.29}$$

$$\mathbf{n}^{T'} \mathbf{q}_n + h(T - T_{amb}) + \bar{\mathbf{q}} = \mathbf{0} \quad \text{en el contorno } \Gamma_q \quad \text{Ec. 2.30}$$

En las condiciones de frontera, Γ_T es el contorno de Dirichlet y Γ_q es el contorno Neumann, además, T_p es la temperatura prescrita, h es el coeficiente de transferencia de calor de convección o radiación, $\bar{\mathbf{q}}$ es el flujo de calor conocido en el contorno, T_{amb} es la temperatura ambiente, \mathbf{n} es el vector de normales a la superficie del contorno y \mathbf{q}_n es el vector de gradientes de temperatura o flujo de calor.

2.2.3.2- Forma débil de la ecuación del calor

El método de los elementos finitos exige como punto de partida la existencia de una expresión global de las ecuaciones de gobierno de un problema físico bien establecido. Esta puede obtenerse aplicando el método de residuos ponderados a la ecuación de balance de energía (Ec. 2.28) y las condiciones de borde del problema térmico (Ec. 2.29 y Ec. 2.30). Este método consiste en la suma de las ecuaciones de gobierno ponderadas por las funciones de peso \mathbf{W} , respectivamente. Después de integrar por partes el término $\nabla^{T'} \mathbf{k} \nabla T$ y ordenar términos, se obtiene la Ec. 2.31 que representa la forma débil de la ecuación que describe el problema completo de la transferencia de calor en el proceso de colada continua.

$$\begin{aligned}
& \int_{\Omega} \mathbf{W}^{T'} \rho c' \frac{\partial T}{\partial t} \partial \Omega + \int_{\Omega} \nabla^{T'} \mathbf{W}^{T'} \mathbf{k} \nabla T \partial \Omega + \oint_{\Gamma_q} \mathbf{W}^{T'} h T \partial \Gamma_q \\
& = - \oint_{\Gamma_q} \mathbf{W}^{T'} \bar{\mathbf{q}}_n T \partial \Gamma_q + \oint_{\Gamma_q} \mathbf{W}^{T'} h T_{amb} \partial \Gamma_q - \oint_{\Gamma_T} \mathbf{W}^{T'} \mathbf{q}_n \partial \Gamma_T
\end{aligned}$$

Ec. 2.31

2.2.3.3- Discretización con el método de elementos finitos

El dominio es discretizado de la forma clásica, donde la variable dependiente T se interpolan en el interior de cada elemento como:

$$T = \sum N_i T_i = \mathbf{N} \mathbf{a}^{(e)} \quad \text{Ec. 2.32}$$

donde N_i son las funciones de forma definidas en cada elemento, \mathbf{N} es la matriz de las funciones de forma, T_i es la temperatura en las posiciones nodales y $\mathbf{a}^{(e)}$ es el vector que contiene las temperaturas nodales del elemento (e). El vector de gradientes se obtiene del siguiente modo:

$$\nabla T = \nabla \mathbf{N} \mathbf{a}^{(e)} = \mathbf{B} \mathbf{a}^{(e)} \quad \text{Ec. 2.33}$$

Entonces, \mathbf{B} es la matriz de las derivadas de la matriz de las funciones de forma \mathbf{N} con respecto a las coordenadas globales x e y . Sustituyendo las Ecs. 2.32 y 2.33 en la Ec. 2.31 y aplicando el método de Galerkin, es decir, escogiendo funciones de peso igual a las funciones de forma ($\mathbf{W} = \mathbf{N}$) al interior de cada elemento, se obtiene un sistema matricial de ecuaciones algebraicas:

$$\mathbf{M} \frac{\partial \mathbf{a}}{\partial t} + \mathbf{K} \mathbf{a} = \mathbf{f} \quad \text{Ec. 2.34}$$

donde \mathbf{a} es el vector de incógnitas que contiene la temperatura de todos los nodos de la malla y \mathbf{M} es la matriz de masa que viene determinada por la distribución de la densidad dentro del dominio Ω .

Ec. 2.35

$$\mathbf{M}^{(e)} = \int_{\Omega^{(e)}} \rho c' \mathbf{N}^{T'} \mathbf{N} \partial \Omega^{(e)}$$

Asimismo, \mathbf{K} es la matriz de rigidez que pondera al vector de incógnitas \mathbf{a} . Esta matriz en este caso contiene dos matrices de rigidez, la primera corresponde a la matriz de rigidez que contiene las conductividades térmicas nodales y la segunda es la matriz de rigidez por la aportación de un flujo convectivo o de radiación en el contorno.

Ec. 2.36

$$\mathbf{K}^{(e)} = \int_{\Omega^{(e)}} \mathbf{B}^{T'} \mathbf{k} \mathbf{B} \partial \Omega^{(e)} + h \oint_{\Gamma_q^{(e)}} \mathbf{N}^{T'} \mathbf{N} \partial \Gamma_q^{(e)}$$

Y \mathbf{f} es el vector de fuerzas nodales que representa la sumatoria del vector de flujo de calor prescrito, flujo de calor prescrito por radiación ó convección y flujo de calor prescrito por temperaturas.

Ec. 2.37

$$\mathbf{f}^{(e)} = - \oint_{\Gamma_q^{(e)}} \mathbf{N}^{T'} \bar{\mathbf{q}} \partial \Gamma_q^{(e)} + h T_{amb} \oint_{\Gamma_q^{(e)}} \mathbf{N}^{T'} \partial \Gamma_q^{(e)} - \oint_{\Gamma_T^{(e)}} \mathbf{n}^{T'} \mathbf{N}^{T'} \bar{\mathbf{q}}_n \partial \Gamma_T^{(e)}$$

Las integraciones de las Ecs. 2.35 a 2.37 se extienden a todo el volumen en estudio o el conjunto Ω y a todas las superficies donde se especifican las condiciones de contorno Dirichlet y Neumann, Γ_T y Γ_q .

La solución numérica del problema térmico de la colada continua es no lineal. Sin embargo, utilizando la Ec. 2.27 para la radiación el sistema tensorial de la Ec. 2.34 puede ser resuelto de manera lineal.

Resolver con el método de elementos finitos éste problema a través de un código computacional no es trivial. Sin embargo, existen diversos estudios en bibliografía que explican en profundidad la formulación matemática y su implementación computacional. Por ejemplo, Mizikar^[2] y Brimacombe^[3], estudian la transferencia de calor aplicada al problema de colada continua. Presentan los modelos matemáticos que gobiernan este problema y discretizan con el método de diferencias finitas las

ecuaciones de balance de energía y condiciones de borde. Mizikar^[2] estudia el problema en una dimensión donde describe en un diagrama de flujo la solución computacional del problema de transferencia de calor aplicado a palanquillas de acero y Brimacombe^[3] desarrolla la discretización de la ecuación de energía en dos dimensiones en base al método de las entalpías.

También, Patankar^[66], en la década de los setenta desarrolla el método de volúmenes de control finitos que es una combinación de los métodos de diferencias y elementos finitos. Presenta la discretización en detalle de las ecuaciones de continuidad, momento lineal y energía. La discretización del dominio físico la realiza en forma similar al método de diferencias finitas con un nodo representativo de cada volumen donde se postulan funciones de interpolación entre cada par de nodos para la variable que se quiere calcular, tal como lo hace el método de elementos finitos.

Taylor y Hughes^[42] publican un libro en el año 1981 donde detallan un código en lenguaje FORTRAN que da solución a las ecuaciones de Navier Stokes. Describen paso a paso de manera muy didáctica cada subrutina que debe tener un código desarrollado en base al método de los elementos finitos. Este estudio representa un gran aporte porque se puede generar un vínculo entre la formulación matemática y la filosofía de programación que requiere un código de éstas características.

Asimismo, Zienkiewicz y Taylor^[43] presentan un código escrito en lenguaje FORTRAN para estudiar con el método de los elementos finitos problemas de elasticidad lineal. La formulación matemática del problema de transferencia de calor es análoga a la del problema de elasticidad lineal, es decir, en vez de modelar desplazamientos y esfuerzos se obtienen temperaturas y flujo de calor.

Del mismo modo, Wynne y col. ^[65] realizan una introducción al método de los elementos finitos, explican el método de Galerkin aplicado a la ecuación de conducción del calor. Estudian la conducción del calor en estado estable y transitorio en problemas clásicos de transferencia de calor. También explican de manera minuciosa y didáctica el desarrollo de la formulación de las ecuaciones de gobierno del problema de transferencia de calor con el método de los elementos finitos.

Los estudios realizados por Mizikar^[2], Brimacombe^[3], Patankar^[66], Taylor y Hughes^[42], Zienkiewicz y Taylor^[43] y Wynne y col.^[65] son las bases teóricas suficientes para entender la formulación y desarrollo de un código computacional que resuelve el problema de transferencia de calor en dos dimensiones aplicado al problema de la colada continua.

2.2.4- Validación de la transferencia de calor en la colada continua aplicada al proceso de colada continua

El programa de transferencia de calor se valida mediante una comparación analítica-numérica de la temperatura, en una barra finita, unidimensional y adiabática con un flujo de calor impuesto^[6]. También, se valida con la evolución térmica transitoria de un punto externo de una palanquilla de acero de sección transversal $150 \times 150 \text{ mm}^2$ para dos condiciones de frontera^[10]. Y finalmente, se valida con la solución numérica con un problema real del proceso de colada continua^[4]. Ésta última validación del programa computacional se detalla a continuación.

En este apartado se presenta la validación del código computacional, que resuelve con el método de los elementos finitos el problema transitorio de transferencia de calor aplicada al proceso de colada continua en una palanquilla de acero industrial de dimensiones $140 \times 140 \text{ mm}^2$. Para este propósito, en el módulo macro se implementan los modelos matemáticos adecuados para cada zona de enfriamiento. Además, los parámetros de operación del proceso son obtenidos de Cabrera y col. ^[4], y las temperaturas liquidus y solidus son calculadas como función de la composición química. Por último, el método numérico utilizado es el de los elementos finitos y la situación física del problema se describe en la Fig. 2.1.

Este problema requiere más atención porque los modelos matemáticos para la extracción del calor en cada zona de enfriamiento son función de parámetros de operación del proceso de colada continua y además, las propiedades termo-físicas dependen de la temperatura. A continuación, en la Tabla 2.4 se indica la composición química del acero industrial de alto límite de fluencia denominado HY-4.

% peso	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Sn	Mo	V	Al
HY-4	.63	.67	.012	.014	.21	.09	.03	.03	.005	.007	.002	.003

Tabla 2.4.- Composición química (% peso) del acero HY-4, Cabrera y col. [4]

Las propiedades termo-físicas del acero HY-4 en función de la temperatura se describen en la Tabla 2.5. Donde β_{ef} es un factor que incrementa la conductividad térmica del estado líquido para tomar en cuenta el campo de velocidades.

Conductividad Térmica	$k(T) = \beta_{ef} \cdot k(T_l)$	$T \geq T_l$
	$k(T) = k(T_s) \cdot \left[1 + (\beta_{ef} - 1) \cdot \left(\frac{T - T_s}{T_l - T_s} \right)^2 \right]$	$T_s < T < T_l$
	$k(T) = 14.73 + 0.0125T$	$T \leq T_s$
Densidad	$\rho(T) = 7102 - 1.2(T - T_l)$	$T \geq T_l$
	$\rho(T) = 7102 + 3.1(T_l - T)$	$T_s < T < T_l$
	$\rho(T) = 7299 + 0.3(T_s - T)$	$T \leq T_s$
Calor Específico	$c(T) = 466 - 0.17T$	$T \leq T_c$

Tabla 2.5.- Propiedades térmicas del acero HY-4, Hebi y col. [67]

Los parámetros de control del proceso de colada continua, las dimensiones de la sección de la palanquilla, las longitudes de las zonas de enfriamiento y libres, y por último, los flujos de agua expulsada por los rociadores, son detallados en la Tabla 2.6.

Ítem	Parámetros de operación	Valores	Unidades
1.-	Calor latente de fusión	$L = 277000$	J/kg
2.-	Temperatura liquidus	$T_l = 1475$	$^{\circ}C$
3.-	Temperatura solidus	$T_s = 1398$	$^{\circ}C$
5.-	Dimensiones de la sección	0.14×0.14	m^2
6.-	Longitud del molde	0.71	m
7.-	Longitud zona de rociadores 1	1.05	m
8.-	Longitud zona de rociadores 2	3.06	m
9.-	Longitud zona de radiación	1.18	m
10.-	Velocidad de colada	3.0	m/min
11.-	Temperatura de colada	1510	$^{\circ}C$
12.-	Temperatura del agua y ambiente	25	$^{\circ}C$
14.-	Flujo de agua rociadores 1	18	lm^2/s
15.-	Flujo de agua rociadores 2	11	lm^2/s
16.-	Largo total de estudio	15	m
17.-	Largo entre molde y rociadores 1	0.03	m
18.-	Largo entre zona 1 y zona 2	0.031	m

Tabla 2.6.- Condiciones de operación de una palanquilla de acero de $140 \times 140 \text{ mm}^2$, Cabrera y col. [4]

Las ecuaciones que enmarcan los límites de la solidificación en función de la composición química del material según Thomas y col. ^[68] son:

$$T_l = 1537 - 88 \cdot (\%C) - 25 \cdot (\%S) - 5 \cdot (\%Cu) - 8 \cdot (\%Si) - 5 \cdot (\%Mn) - 2 \cdot (\%Mo) - 4 \cdot (\%Ni) - 1.5 \cdot (\%Cr) - 18 \cdot (\%Ti) - 2 \cdot (\%V) - 30 \cdot (\%P) \quad \text{Ec. 2.38}$$

$$T_s = 1535 - 200 \cdot (\%C) - 12.3 \cdot (\%Si) - 6.8 \cdot (\%Mn) - 124.5 \cdot (\%P) - 183.9 \cdot (\%S) - 4.3 \cdot (\%Ni) - 1.4 \cdot (\%Cr) - 4.1 \cdot (\%Al) \quad \text{Ec. 2.39}$$

En el módulo macro se han implementado los modelos matemáticos para calcular la evolución del flujo de calor en la frontera palanquilla/molde, en las zonas de rociadores 1 y 2, y por último, en la zona de radiación que empleó Cabrera y col. ^[4] en su estudio. Estos se presentan en la Tabla 2.7.

Zonas de Enfriamiento	Modelo matemático	$h(W/m^2K)$
Flujo de Calor en el molde Savage y col. ^[46]	$q = 2.21 \cdot 10^6 - 2.67 \cdot 10^5 \sqrt{t}$	-
Rociadores 1, Nozaki y col. ^[60]	$h = \frac{1.57 \dot{W}^{0.55} (1 - 0.0075 T_w)}{\alpha}$	1563
Rociadores 2, Mizikar ^[2]	$h = 0.0776 \dot{W}$	853
Radiación ^[64]	$h = \varepsilon \sigma (T_{amb}^2 + T^2) (T_{amb} + T)$	-

Tabla 2.7.- Modelos de flujo de calor q y los coeficientes de transferencia de calor h para una palanquilla de acero de $140 \times 140 \text{ mm}^2$

De la Tabla 2.7, el flujo de calor en el molde es modelado con la Ec. 2.10, donde t es el tiempo de residencia de la colada. Asimismo, en la zona de rociadores el calor liberado es modelado con las Ecs. 2.20 y 2.23. En éstas el flujo de agua expulsado por los rociadores es \dot{W} (en l/sm^2) y α es una constante que vale 4. De modo similar, en la zona de radiación la Ec. 2.27 que define el coeficiente de transferencia de calor h depende de la temperatura ambiente T_{amb} , la temperatura real del proceso T , la emisividad ε y la constante de Stefan-Boltzmann σ .

En la Fig. 2.5 se observa la malla uniforme a tramos para un cuarto de palanquilla. Aunque no se aprecia con claridad su configuración es más fina hacia el borde de la palanquilla, tiene 5625 elementos cuadrados con un total de 5776 nodos. También, en la Fig. 2.5 se observan los puntos característicos, de estudio: (a) O: Nodo Origen, (b) NMR: Nodo Medio Radio, (c) NLM: Nodo Lateral Medio y (d) NLE: Nodo Lateral Esquina. Para la simulación numérica se utilizó el método de los elementos finitos y una integración numérica en 2x2 puntos de Gauss de los elementos cuadriláteros.

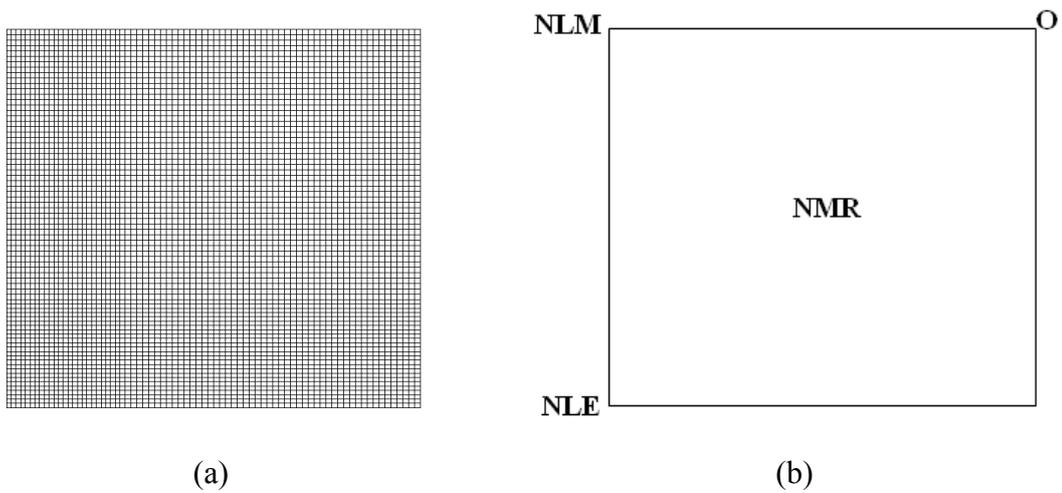


Fig. 2.5.- (a) Malla uniforme a tramos de un cuarto de palanquilla de lado 140 mm y (b) posición de los nodos característicos O, NLR, NLM y NLE

Con el programa desarrollado en esta Tesis se ha obtenido la simulación de la transferencia de calor aplicada al proceso de colada continua utilizando los parámetros del proceso y los modelos presentados en las Tabla 2.6 y Tabla 2.7, respectivamente. En la Fig. 2.6, se observa la evolución espacial de la temperatura en cuatro puntos característicos de un cuarto de palanquilla (Fig. 2.5.b).

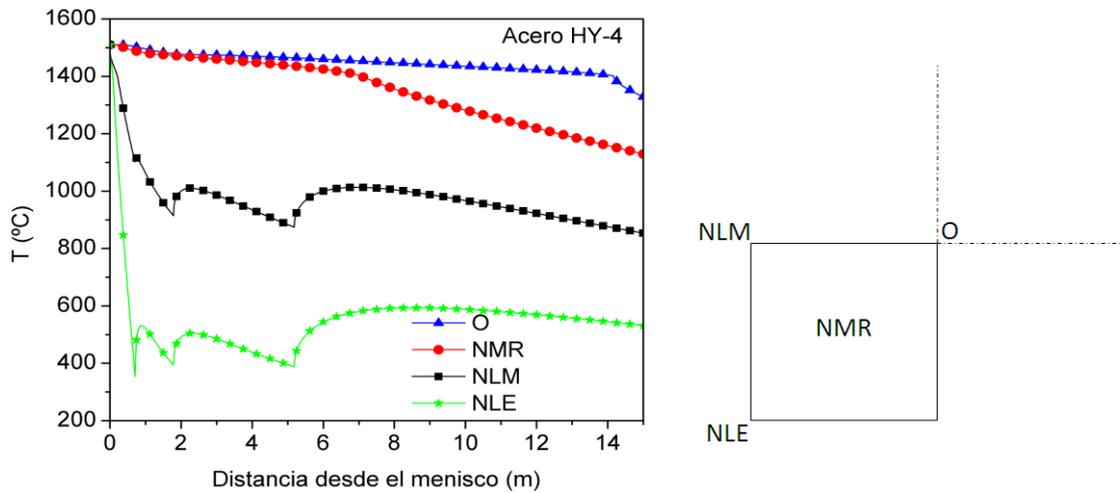


Fig. 2.6.- Evolución espacial de la temperatura para cuatro nodos característicos de una palanquilla de lado 140 mm

En la Fig. 2.6 en la medida en que se incrementa la distancia desde el menisco de la colada, se observa para los NLM y NLE el efecto que tienen las diferentes zonas de enfriamiento en la evolución de la temperatura, sin embargo, el NMR tiene un enfriamiento continuo y lento hasta la segunda zona de rociadores. Por otro lado, para un tiempo $t = 280$ (s) en el nodo O se observa un aumento de la velocidad de enfriamiento dentro de la zona de radiación. Asimismo, los incrementos de la temperatura se deben a que la sección en análisis está en una zona de cambio, justo en la posición donde el refrigerante no está en contacto con la superficie del material.

En la Fig. 2.7 se muestra la evolución de la temperatura del NLM, que es sobrepuesta con el resultado numérico presentado por Cabrera y col. ^[4]. Desde los 2 a los 8 metros, ambas curvas evolucionan acopladas siguiendo la misma tendencia, sin embargo, las diferencias observadas se pueden atribuir a que Cabrera y col. utilizaron el método de diferencias finitas y discretizaron el dominio con 200×200 nodos, en cambio, en el presente estudio se utilizó el método de elementos finitos y una malla no uniforme de 5776 nodos. También, a partir de los 8 m desde el menisco ambas curvas se separan hasta llegar a una máxima diferencia en una posición de 11 m , lo que se puede deber a que en ambas simulaciones el paso de tiempo en la zona de radiación es distinto. En este estudio la simulación se realizó cada 1 mm de recorrido de palanquilla para minimizar el error.

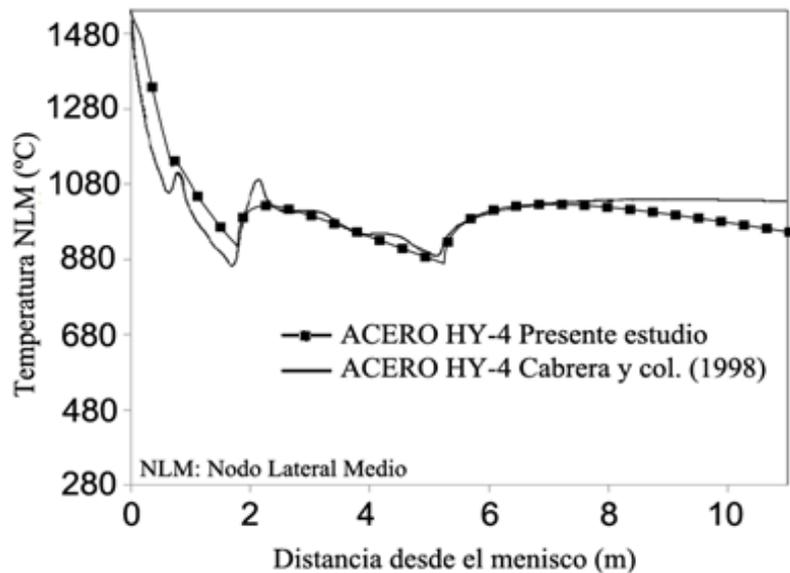


Fig. 2.7.- Evolución espacial de la temperatura para el NLM de una palanquilla de lado 140 mm

Se destaca la similitud de los resultados del presente estudio con los presentados en bibliografía. Y por tanto se considera validado el módulo de resolución numérica de la transferencia de calor.

2.2.5- Simulación numérica de la transferencia de calor en el proceso de colada continua

2.2.5.1- Aplicación industrial en una palanquilla de acero de dimensiones 180x180 mm² para dos condiciones de enfriamiento

En este apartado se presentan dos aplicaciones del módulo macro en la producción industrial de palanquillas de acero. Para ello la acería Global Steel Wire S.A. (Grupo Celsa) ha proporcionado la información técnica del proceso de producción, especificando las condiciones de operación de cada colada (Tabla 2.9) y la composición nominal del material en estudio (Tabla 2.8).

Componente químico	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>P</i>	<i>S</i>
% en Peso	0.428	0.776	0.238	0.01	0.0245

Tabla 2.8.- Composición química (% peso) del acero A0

En el proceso de colada continua de la acería Global Steel Wire S.A., el distribuidor a través de la buza de descarga vacía la colada en seis líneas de producción que están en paralelo. Éstas tienen el mismo tamaño en la sección transversal del molde y en las longitudes de las diferentes zonas de enfriamiento. Sin embargo, las condiciones de enfriamiento en la zona de rociadores pueden ser diferentes. En la primera aplicación industrial, de las seis lingoteras se estudian sólo dos líneas, la lingotera 1 y la 2, ya que la cantidad de flujo de agua de las lingoteras 3,4 y 6 no difiere respecto de la lingotera 1 y la cantidad de flujo de agua de la lingotera 5 no difiere de la lingotera 2.

En la Tabla 2.9, se especifican los parámetros de operación de las líneas 1 y 2, tales como las dimensiones de la palanquilla, la longitud de cada zona de enfriamiento y las temperaturas liquidus y solidus que son obtenidas en función de la composición química a través de las Ecs. 2.38 y 2.39, respectivamente. Además, de cada colada existe un registro informático con los parámetros de control reales del proceso, tales como: la velocidad y la temperatura inicial de la colada, y el flujo de agua de los rociadores (éste último puede ser diferente en cada línea).

Ítem	Parámetros industriales	Línea 1	Línea 2	Unidades
1.-	Dimensiones de la sección	180 x180	180 x180	mm^2
2.-	Longitud del molde	1.0	1.0	m
3.-	Longitud zona rociadores 1	0.5	0.5	m
4.-	Longitud zona rociadores 2	1.9	1.9	m
5.-	Longitud zona rociadores 3	2.789	2.789	m
6.-	Longitud zona de radiación	4.6	4.6	m
7.-	Velocidad de Colada	1.57	1.57	m/min
8.-	Temperatura de Colada	1533	1533	$^{\circ}C$
9.-	Temperatura del agua y ambiente	25	25	$^{\circ}C$
10.-	Temperatura liquidus	$T_l = 1492$	$T_l = 1492$	$^{\circ}C$
11.-	Temperatura solidus	$T_s = 1435$	$T_s = 1435$	$^{\circ}C$
12.-	Calor latente de fusión	$L = 260$	$L = 260$	kJ/kg
13.-	Flujo de agua rociadores 1	8.7	12.9	l/sm^2
14.-	Flujo de agua rociadores 2	2.3	4.1	l/sm^2
15.-	Flujo de agua rociadores 3	0.65	0.65	l/sm^2

Tabla 2.9.- Condiciones de operación de palanquillas de 180x180 mm^2 en dos líneas de producción

Las propiedades termo-físicas^[69] del acero A0 industrial utilizadas en la simulación del proceso de transferencia de calor se muestran en la Tabla 2.10, donde k , c y ρ son la

conductividad térmica, el calor específico y la densidad, respectivamente. Los sub-índices s y l identifican las fases del líquido y del sólido respectivamente.

	c_s	c_l	k_s	k_l	ρ_s	ρ_l	Referencia
Acero	$J/kg^\circ C$	$J/kg^\circ C$	$W/m^\circ C$	$W/m^\circ C$	kg/m^3	kg/m^3	
A0	600	575	31	30	7850	7000	[69]

Tabla 2.10.- Propiedades termo-físicas del acero A0

La malla utilizada es uniforme a tramos, tiene 5041 elementos finitos y 5184 nodos, ver Fig. 2.8.a. Debido a los amplios gradientes de temperatura que suceden en la zona del molde, los elementos finitos en las cercanías de la frontera son estrechos y en el borde exterior de la palanquilla son muy finos. Asimismo, la malla es más discreta hacia el nodo origen, lo que permite al programa identificar varios puntos sobre el plano y por lo tanto, seguir con más precisión la evolución de las líneas liquidus y solidus. También, en la Fig. 2.8.b se observan los puntos característicos de la sección transversal en estudio: (a) O: Origen, (b) NMR: Nodo Medio Radio, (c) NLM: Nodo Lateral Medio y (d) NLE: Nodo Lateral Esquina.

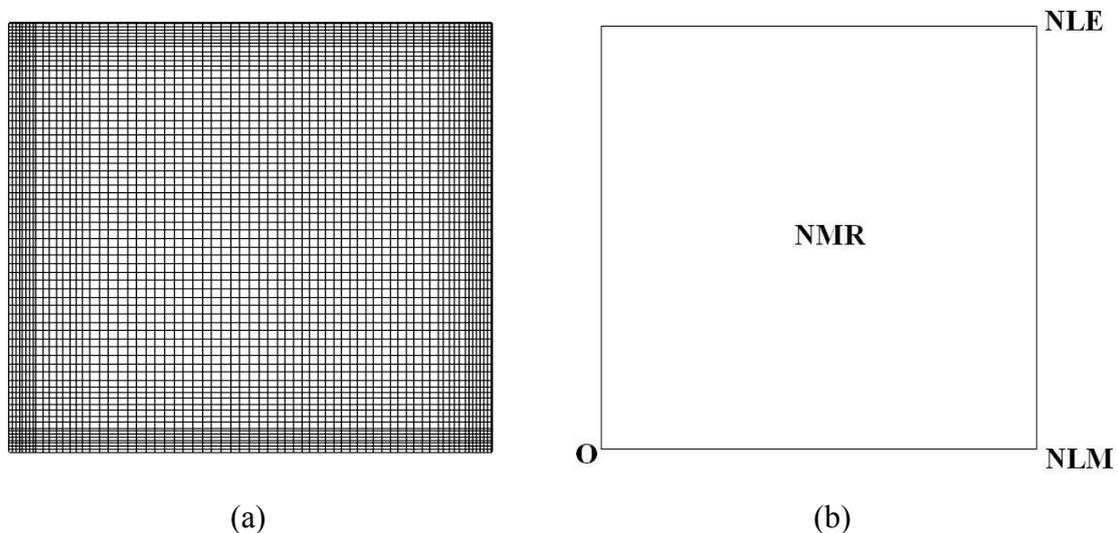


Fig. 2.8.- (a) Malla uniforme a tramos de un cuarto de palanquilla de lado 180 mm y (b) posición de los nodos característicos O, NMR, NLM y NLE

Para este problema industrial, en el módulo macro se implementa para las condiciones de contorno de la palanquilla los siguientes modelos: en la zona del molde, el flujo de

calor se determina con la Ec. 2.10, conocida como la ley de Savage y Pritchard^[46], tal y como lo hizo Cabrera y col^[4].

Asimismo en las zonas de rociadores 1,2 y 3, el coeficiente pelicular se calcula con la Ec. 2.22 de Ishiguro y col. ^[59], que puede trabajar en un amplio rango operativo de flujos de agua. Además, tal y como se ha comentado antes, éste modelo es una modificación al modelo propuesto por Mitsutsuka^[56] y evoluciona de forma similar al modelo propuesto por Nosaki y col. ^[60], que ha sido aplicado en bibliografía^[70-71].

Finalmente, en la zona de radiación, el coeficiente de transferencia de calor se obtiene con la Ec. 2.27. A continuación, en la Tabla 2.11 se resumen los modelos de flujo de calor q y coeficientes de transferencia de calor h implementados en la simulación numérica.

Zonas de Enfriamiento	Modelo matemático	Referencia
Molde	$q = 2.21 \cdot 10^6 - 2.67 \cdot 10^5 \sqrt{t}$	[46]
Rociadores 1,2 y 3	$h = 0.581 \dot{W}^{0.451} (1 - 0.0075 T_w)$	[60]
Radiación	$h = \varepsilon \sigma (T_{amb}^2 + T^2) (T_{amb} + T)$	[64]

Tabla 2.11.- Modelos de flujo de calor q y coeficientes de transferencia de calor h para una palanquilla de acero de $180 \times 180 \text{ mm}^2$

En la Fig. 2.9 se observa la evolución de la temperatura para los cuatro puntos característicos de la Fig. 2.8.b. En la zona de rociadores los nodos superficiales NLM y NLE de la línea 2 se enfrían más rápido que los nodos de la línea 1, porque los flujos de agua de la línea 2 en la zona de rociadores 1 y 2 son un 50% y un 86% mayores que los flujos de agua de la línea 1, respectivamente, ver Tabla 2.9. Sin embargo, para los NMR y O, el efecto de ésta diferencia se observa más tarde, en tiempos de 170 y 550 segundos, respectivamente. Por otro lado, para ambas lingoteras, en la zona de radiación en todas las posiciones nodales la temperatura tiende a un mismo valor.

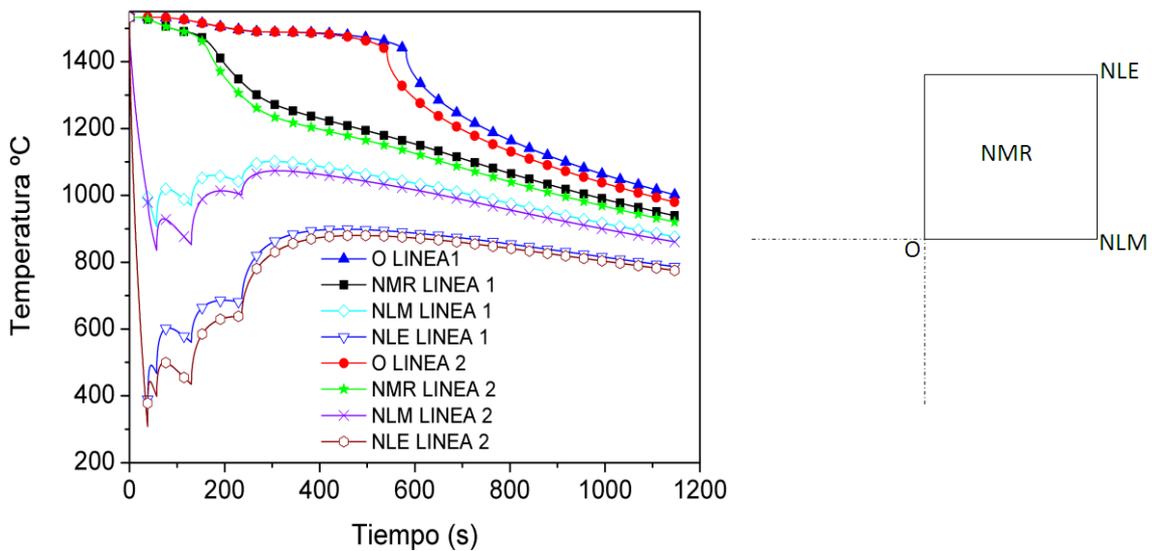


Fig. 2.9.- Evolución transitoria de la temperatura para cuatro nodos característicos de una palanquilla de lado 180 mm para las lingoteras 1 y 2

Por otra parte, con el campo de temperaturas es posible determinar la posición exacta de las líneas liquidus y solidus. Para las lingoteras 1 y 2, se visualizan en la Fig. 2.10 las líneas liquidus y solidus en un plano que es perpendicular a la sección transversal de la palanquilla y que intercepta los puntos O y NLM.

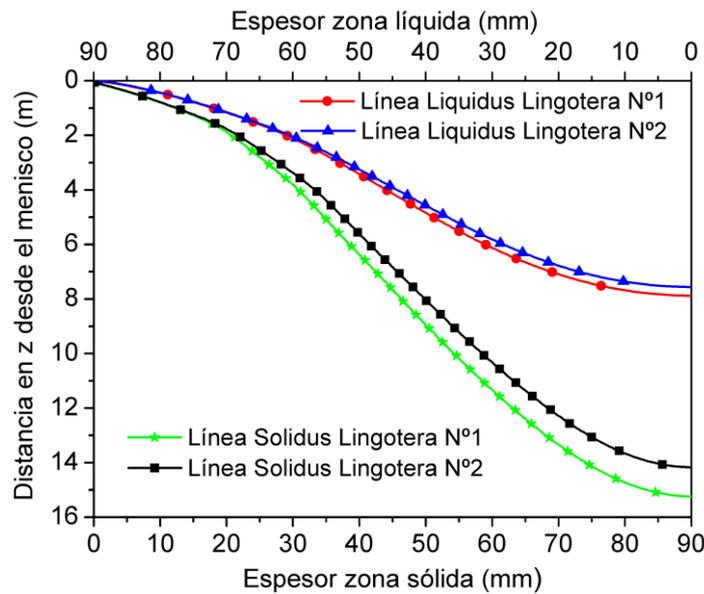


Fig. 2.10.- Evolución de las líneas liquidus y solidus de una palanquilla de acero de lado 180 mm para las lingoteras 1 y 2

Además, en la misma figura se aprecia con exactitud la longitud metalúrgica, que se sitúa en el origen del corte transversal de la palanquilla. Para ambos casos, la longitud metalúrgica para las lingoteras 1 y 2 son: 15,2 y 14 metros, respectivamente.

Del mismo modo, en el origen de la sección transversal, la distancia entre las líneas solidus es de 1,2 metros y entre las líneas liquidus es de 40 centímetros.

Por otro lado, en la acería se realiza con oxicorte el corte de la palanquilla a una distancia aproximada de 20 metros desde el menisco de la palanquilla, lo que asegura la total solidificación.

2.2.5.2- Aplicación industrial para dos palanquillas de acero de dimensiones 180x180 mm² con diferente composición química

Otra aplicación del módulo macro es estudiar la influencia de la composición química en el proceso de transferencia de calor. La composición química de cada acero ha sido elegida en base a la asesoría de los expertos de la acería. Sugirieron estudiar un acero de bajo contenido de carbono y alto contenido azufre y un alto contenido de carbono y un bajo contenido azufre. A continuación, en la Tabla 2.12 se especifica la composición química de ambos.

% en Peso	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>
Acero A1	0.07	1.15	0.23	0.01	0.36	0.2
Acero B1	0.8	0.77	0.23	0.01	0.029	0.2

Tabla 2.12.- Composición química (% peso) de los aceros A1 y B1

Las dimensiones de la palanquilla, longitudes de cada zona de enfriamiento, el caudal de los rociadores y la velocidad colada, se muestran para la lingotera 1 en la Tabla 2.9, además, las temperaturas liquidus y solidus son calculadas con las Ecs. 2.38 y 2.39, respectivamente. En la Tabla 2.13 se especifican las temperaturas de colada, liquidus y solidus para los aceros A1 y B1:

Ítem	Parámetros industriales	Acero A1	Acero B1	Unidades
1.-	Temperatura de colada	$T_c = 1533$	$T_c = 1480$	°C
2.-	Temperatura liquidus	$T_l = 1514$	$T_l = 1457$	°C
3.-	Temperatura solidus	$T_s = 1443$	$T_s = 1360$	°C

Tabla 2.13.- Temperaturas de colada, liquidus y solidus para los aceros A1 y B1

Las propiedades termo-físicas^[69,72] implementadas en la simulación de la transferencia de calor para los aceros de bajo y alto contenido de carbono son especificadas en la Tabla 2.14.

La solución numérica es obtenida con el método de los elementos finitos y el dominio de cálculo tiene 5041 elementos finitos y 5184 nodos (ver Fig. 2.8). Además, los modelos matemáticos implementados en las condiciones de frontera se especifican en la Tabla 2.11.

	c_s	c_l	k_s	k_l	ρ_s	ρ_l	Referencia
Acero	$J/kg^\circ C$	$J/kg^\circ C$	$W/m^\circ C$	$W/m^\circ C$	kg/m^3	kg/m^3	
A1	600	640	46	30.7	7850	7800	[69]
B1	678	758	30.13	34.5	7850	7300	[72]

Tabla 2.14.- Propiedades termo-físicas de los aceros A1 y B1

Los resultados de la transferencia de calor se presentan en la Fig. 2.11. En ésta se observa para los nodos NLM y NLE que en la zona del molde la temperatura del acero B1 decrece un 20% más respecto del acero A1, debido a que de por sí entra más frío y en la zona de rociadores ambos nodos siguen igual tendencia. No obstante, los valores de las temperaturas del acero B1 están por debajo que las mismas del acero A1. Sin embargo, en la zona de radiación para el NLE desde un tiempo de 700 segundos las temperaturas de los aceros A1 y B1 son similares. Del mismo modo, para el NLM las temperaturas de ambos aceros se igualan en un tiempo de 400 segundos y desde este punto la temperatura del acero B1 se incrementa hasta superar la misma del acero A1 para el NMR.

De otro modo, en la zona de solidificación para los nodos O y NMR la velocidad de enfriamiento del acero A1 es más rápida. Finalmente, teniendo en cuenta que ambas palanquillas son elaboradas bajo las mismas condiciones de enfriamiento, las diferencias en la evolución de la transferencia de calor se debe al efecto de la composición química sobre los límites de la solidificación y a las propiedades termo-físicas de los aceros.

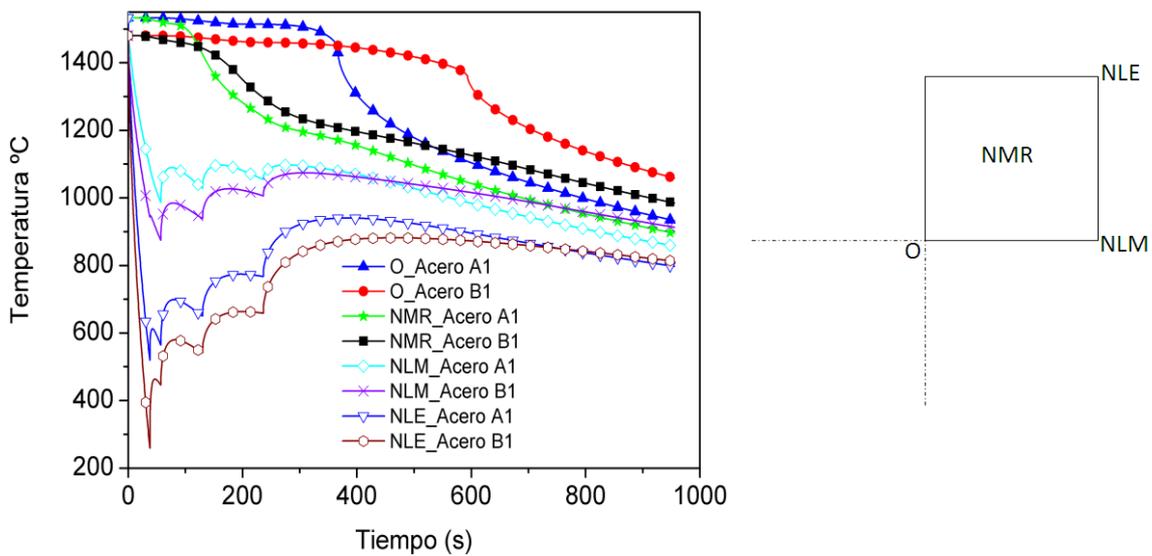


Fig. 2.11.- Evolución transitoria de la temperatura en cuatro posiciones características en las palanquillas de los aceros A1 y B1

De la Tabla 2.13, para los aceros A1 y B1 las diferencias entre la temperatura liquidus y solidus son 71 y 97°C, respectivamente. Por consiguiente, se observa en la Fig. 2.12 que la zona pastosa del acero B1 es más del doble respecto del acero A1. Asimismo, la longitud metalúrgica del acero B1 es un 60% más larga que la del acero A1, dejando 4 m de tolerancia para el oxicorte que se realiza a 20 metros lineales desde el menisco.

2.2.5.3- Aplicación industrial para seis palanquillas de acero de dimensiones 180x180 mm² con diferentes parámetros de operación y condiciones de borde

En el presente estudio se analizan seis trozos cuadrados de palanquillas de acero fabricadas con el proceso de colada continua. La selección de los aceros se basó en la cantidad de carbono y de azufre, por lo que se solicitó a Global Steel Wire muestras de palanquillas industriales con alto contenido de carbono y bajo contenido de azufre (aceros A,B,C y F) y viceversa (aceros D y E), ver Tabla 2.15.

Normalmente, después que las palanquillas entran en el tren de laminación en caliente, los aceros A, B, C y F son transformados en un producto semielaborado llamado alambión, que adquiere una estructura de perlita fina y uniformidad de las propiedades mecánicas, por lo cual este es un material óptimo para el trefilado sin tratamientos térmicos. Sus aplicaciones podrían ser para cables conductores, muelles de colchón,

resortes mecánicos y alambre para neumáticos. De acuerdo con el porcentaje de C , todos los aceros de la Tabla 2.15 son hipoeutectoides, los aceros D y E son de bajo contenido de C , los aceros B y F están dentro del rango peritético y los aceros A y C están muy cerca del límite superior del rango hipoeutectoide.

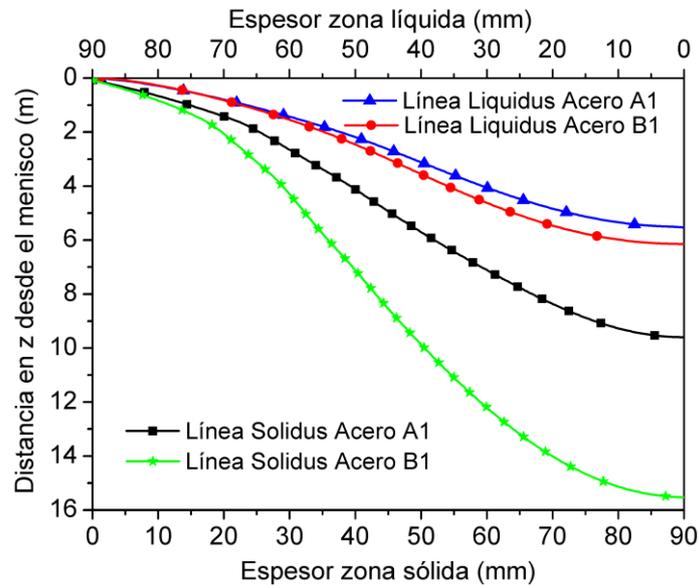


Fig. 2.12.- Evolución de las líneas liquidus y solidus en las palanquillas de los aceros A1 y B1

Por otro lado, el alto contenido de S de los aceros D y E, permite que su maquinabilidad sea fácil, por lo que su aplicación más importante se encuentra en la industria del automóvil y para la fabricación de piezas de maquinarias. A continuación la composición química de cada uno de los aceros se detalla en la Tabla 2.15.

Acero	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Sn	V	N
A	0.735	0.225	0.488	0.006	0.011	0.735	0.015	0.012	0.001	0.003	0.003	0.0061
B	0.468	0.259	0.588	0.012	0.005	0.468	0.069	0.121	0.011	0.009	0.001	0.0077
C	0.734	0.254	0.500	0.006	0.006	0.734	0.017	0.011	0.002	0.003	0.001	0.0065
D	0.078	0.015	1.255	0.052	0.300	0.078	0.066	0.155	0.018	0.011	0.006	0.0077
E	0.075	0.017	1.186	0.052	0.271	0.075	0.065	0.162	0.019	0.011	0.006	0.0099
F	0.549	0.210	0.572	0.010	0.009	0.549	0.064	0.116	0.009	0.012	0.001	0.0097

Tabla 2.15.- Composición química (% peso) de los aceros A-F

Las condiciones reales de operación del proceso de colada continua para los aceros A-F se detallan en la Tabla 2.16. A priori se podría inferir el efecto que puede tener cada uno de los parámetros de operación. Por ejemplo, se observa que la velocidad de colada v_c

fluctúa entre 1.38 y 1.81 (m/min) para los aceros D y F, respectivamente. Es decir, para similares condiciones de operación la colada que se desplaza a una velocidad de 1.38 (m/min) permanece más tiempo en cada posición respecto de la otra colada que avanza a una velocidad de 1.81 (m/min), entonces, al estar más tiempo en contacto con una zona de enfriamiento más calor es extraído de la palanquilla, por lo que la temperatura tendría que disminuir.

De otro modo, se observa que la temperatura de colada T_c fluctúa entre 1511 °C y 1576°C para los aceros A y D, bajo la suposición que el resto de las condiciones de operación se mantienen constantes, mientras más alta es la T_c , más tiempo demora el proceso de enfriamiento total y en menos tiempo sucede la solidificación. Por otro lado, se puede inferir que los aceros A y C se enfrían más rápido en las zonas de rociadores, debido a que los flujos de agua son mayores que el resto de los aceros. No obstante, hay que tener en cuenta que estos parámetros de control en su conjunto no pueden sobrepasar los límites que pueden afectar a la cadena productiva y calidad del material.

	Parámetros industriales	A	B	C	D	E	F	Unidad
1.-	Velocidad de colada	1.47	1.63	1.62	1.38	1.55	1.81	m/min
2.-	Temperatura de colada	1511	1529	1514	1576	1570	1537	°C
3.-	Flujo de agua rociadores 1	25.65	16.2	25.83	12.78	12.9	18.88	l/sm^2
4.-	Flujo de agua rociadores 2	8.7	7.87	8.75	2.68	2.99	9.16	l/sm^2
5.-	Flujo de agua rociadores 3	2.03	0.89	1.76	0.81	0.88	1.05	l/sm^2

Tabla 2.16.- Condiciones de operación variables del proceso de colada continua para la fabricación de los aceros A-F

Las condiciones de operación que son constantes durante el proceso de fabricación como el tamaño de la sección, la longitud de cada zona de enfriamiento, el calor latente y temperatura ambiente, son especificadas en la Tabla 2.17.

	Parámetros constantes de operación	Valor	Unidad
1.-	Tamaño de la sección	180 x180	mm^2
2.-	Longitud del molde	1	m
3.-	Longitud zona rociadores 1	0.5	m
4.-	Longitud zona rociadores 2	1.9	m
5.-	Longitud zona rociadores 3	2.789	m
6.-	Longitud zona de radiación	15.81	m
7.-	Calor latente de fusión	260	kJ/kg
8.-	Temperatura del agua y ambiente	25	°C

Tabla 2.17.- Condiciones de operación constantes de la máquina de colada continua para los aceros A-F

Las propiedades termo-físicas utilizadas para la simulación del proceso de colada continua para los seis aceros en estudio se muestran en la Tabla 2.18, los sub índices l y s distinguen el estado líquido y sólido, respectivamente.

	c_s	c_l	k_s	k_l	ρ_s	ρ_l	Referencia
Acero	$J/kg^\circ C$	$J/kg^\circ C$	$W/m^\circ C$	$W/m^\circ C$	kg/m^3	kg/m^3	
A y C	678	758	30.13	34.5	7850	7300	[72]
B y F	600	575	31	30	7850	7300	[69]
D y E	600	640	46	30.7	7800	7300	[69]

Tabla 2.18.- Propiedades termo-físicas de los aceros industriales A-F

En la simulación del avance del frente de solidificación es imprescindible el conocimiento de las temperaturas solidus y liquidus de la aleación, las que se indican en la Tabla 2.19. A tal fin se emplean las expresiones empíricas reportadas en bibliografía^[68] para aceros.

En la Fig. 2.13.a el dominio de cálculo es discretizado con una malla uniforme a tramos de 7056 elementos cuadrados y un total de 7225 nodos. La solución numérica se obtiene con el método de los elementos finitos y una integración numérica en 2x2 puntos de Gauss de los elementos cuadriláteros. Además, en la Fig. 2.13.b se observan los puntos característicos, éstos son O: Origen, NMR: Nodo Medio Radio, NLM: Nodo Lateral Medio y NLE: Nodo Lateral Esquina.

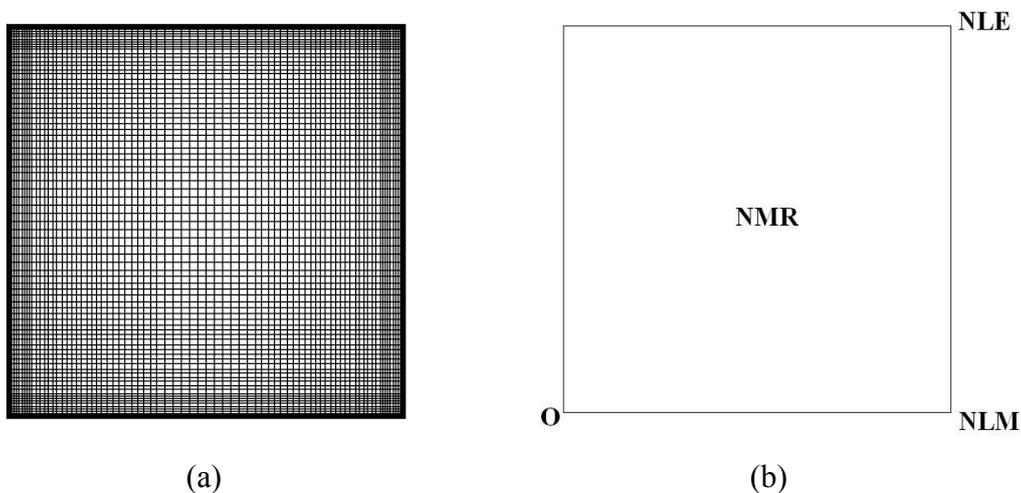


Fig. 2.13.- (a) Malla uniforme a tramos de un cuarto de palanquilla de lado 180 mm y (b) posición de cuatro nodos característicos

Se resuelve numéricamente con el módulo macro la conducción del calor en las seis palanquillas de acero considerando para las zonas de enfriamiento los modelos matemáticos de la Tabla 2.11.

De la Tabla 2.15 y de acuerdo con el diagrama de equilibrio de fases, los aceros A y C solidifican directamente en la fase austenita γ , en cambio, los aceros D y E solidifican directamente en la fase ferrita δ y después se transforman por cambio alotrópico en fase austenita γ . De otro modo, los aceros B y F tienen un porcentaje de C superior al porcentaje de la reacción peritética (0.18 %C), por lo tanto, en el proceso de solidificación alcanzan la temperatura peritética con exceso de fase líquida, por lo que ésta termina a una temperatura inferior.

En este estudio para los seis aceros de la Tabla 2.15 y los parámetros de control del proceso de las Tablas 2.16 y 2.17, se obtiene en la Tabla 2.19 los valores característicos del módulo macro, esto es, las temperaturas liquidus y solidus, T_l y T_s , su diferencia $T_l - T_s$, y la distancia d_s del recorrido de una partícula desde el origen del menisco hasta que solidifica totalmente en un tiempo total de solidificación t_t . Los límites de la solidificación se obtienen con las ecuaciones 2.38 y 2.39, es decir, la transformación de fase líquido a sólido en torno al punto peritético queda sujeta a la aproximación realizada con estas ecuaciones.

Entonces, con la velocidad de colada y la posición exacta del material recién solidificado, se puede conocer el tiempo que demora en solidificar cualquier punto de la palanquilla. En Tabla 2.19, para todos los aceros el tiempo de solidificación total t_t es cercano a 8 minutos y la distancia de solidificación total d_s fluctúa entre 10.4-14.3 m. Este rango da coherencia a la simulación numérica porque en la acería el oxicorte de las palanquillas se realiza a una distancia aproximada de 20 metros lineales desde el menisco.

Para los aceros de la Tabla 2.15, se obtiene con el módulo macro el campo de temperaturas en cada instante de tiempo, donde el inicio y el final de la solidificación están limitados por los valores de las temperaturas liquidus y solidus. Debido a que el modelo matemático utilizado como condición de frontera en el molde es el mismo para

todos los aceros, los parámetros que pueden tener un efecto notable en la evolución de la T son: la composición química, la velocidad y la temperatura de colada, y el flujo de agua de los rociadores.

Ítem	Parámetros industriales	A	B	C	D	E	F	Unidad
1.-	T_l	1467	1489	1467	1513	1515	1482	$^{\circ}C$
2.-	T_s	1379	1431	1380	1449	1455	1416	$^{\circ}C$
3.-	$T_l - T_s$	88	57	87	64	60	67	$^{\circ}C$
4.-	d_s	11.27	12.39	13.1	10.44	11.99	14.27	m
5.-	t_t	460	456	485	454	464	473	s

Tabla 2.19.- Valores característicos de la simulación térmica para seis palanquillas de acero (A-F) de lado 180 mm

En la Fig. 2.14 se observa la evolución de la temperatura desde el menisco de la colada hasta la zona de radiación en cuatro nodos característicos (NLM, NLE, NMR y O) de la sección transversal de una palanquilla. Para asegurar que la simulación capture la solidificación de la última porción de material líquido se estudian 22 metros lineales de palanquilla. La salida de datos desde el programa computacional se realiza cada 1cm lineal, sumando un total de 2200 puntos de información. En el lado derecho de cada gráfica de la Fig. 2.14 se muestra en detalle la temperatura T hasta 7 metros lineales de palanquilla.

De la Tabla 2.15 se distinguen tres familias de acero una en torno a 0.07, otra en torno a 0.5 y finalmente otra en torno a 0.7% C . En cada familia se han considerado idénticas las propiedades termo-físicas y las condiciones de operación. En la Fig. 2.14.e-h, en los nodos NLM y NLE se observa el efecto de cada zona de enfriamiento sobre la T . Sin embargo, en los NMR y O la T siempre disminuye hasta el final del proceso, ver Fig. 2.14.a-d. Esto se debe a que el calor del corazón de la palanquilla siempre fluye hacia el exterior, entonces, cuando la superficie de ésta cambia de zona de enfriamiento, el calor que viene desde el interior junto con el calor acumulado en el borde, no son liberados con la misma intensidad, lo que genera una retención de energía muy cerca del borde y por lo tanto, un incremento en la T .

En la Fig. 2.14.a-d en los NMR y O, al inicio del proceso se observa que la velocidad de enfriamiento es cercana a cero. Sin embargo, cuando el proceso de solidificación

finaliza ya no hay liberación de calor latente, y por lo tanto, la velocidad de enfriamiento de los nodos se incrementa y comienza el enfriamiento en estado sólido. Mientras más cerca del origen de la palanquilla más tiempo pasa para el comienzo de la solidificación. Esto se debe a que en el interior de la palanquilla el flujo de calor solo comienza su avance hacia el exterior cuando existe un diferencial de temperaturas, y por esta razón, transcurre más tiempo en que el líquido llegue a la temperatura líquida y como consecuencia, más tiempo se demora en la liberación de calor latente.

En el nodo O, para las tres familias de aceros se observa que para una velocidad de colada mayor, más tarde termina la solidificación. De este modo, los aceros C, E y F con velocidades de colada 1.62, 1.55 y 1.81 (m/min), terminan la solidificación en las posiciones 13.1, 11.99 y 14.27 m , y demoran 25, 17 y 10 segundos más que los aceros A, D y B, respectivamente, ver Fig. 2.14.a y Tabla 2.19. El mismo efecto que tiene la velocidad de colada sobre la evolución de la T en el nodo O ha sido observado en bibliografía^[71]. De otro modo, en el NMR los aceros C, D y F demoran más tiempo en solidificar, en este caso sorprende que sea el acero D y no el acero E, sin embargo, el calor que se libera desde el interior de la palanquilla del acero D implica que la T en el NMR demore más tiempo en igualar a la T_s .

Para la familia compuesta por los aceros A y C en la Fig. 2.14.e-h, en la salida del molde (1 metro desde el menisco), se observa en los NLM y NLE que la T de esta familia es menor que la T del resto de los aceros. Además, entre los aceros A y C la diferencia de la velocidad de colada es de 0.15 (m/min), y por esta razón en la salida del molde la T del acero C es mayor que la del acero A y en los NLM y NLE las diferencias absolutas máximas de temperaturas son de 32 y 67°C, respectivamente.

Asimismo, las diferencias absolutas varían levemente en la primera y segunda zona de rociadores, ya que el flujo de agua es similar en ambos aceros. Sin embargo, en la tercera zona de rociadores la diferencia en el flujo de agua es 0.29 (l/sm^2) y en una posición 6.2 m desde el menisco las diferencias de las temperaturas son de 52 y 42°C, respectivamente. Finalmente, en la zona de radiación la diferencia de temperaturas se mantiene constante hasta los 22 metros lineales de palanquilla. Este resultado está en concordancia con los presentados en bibliografía^[4,54].

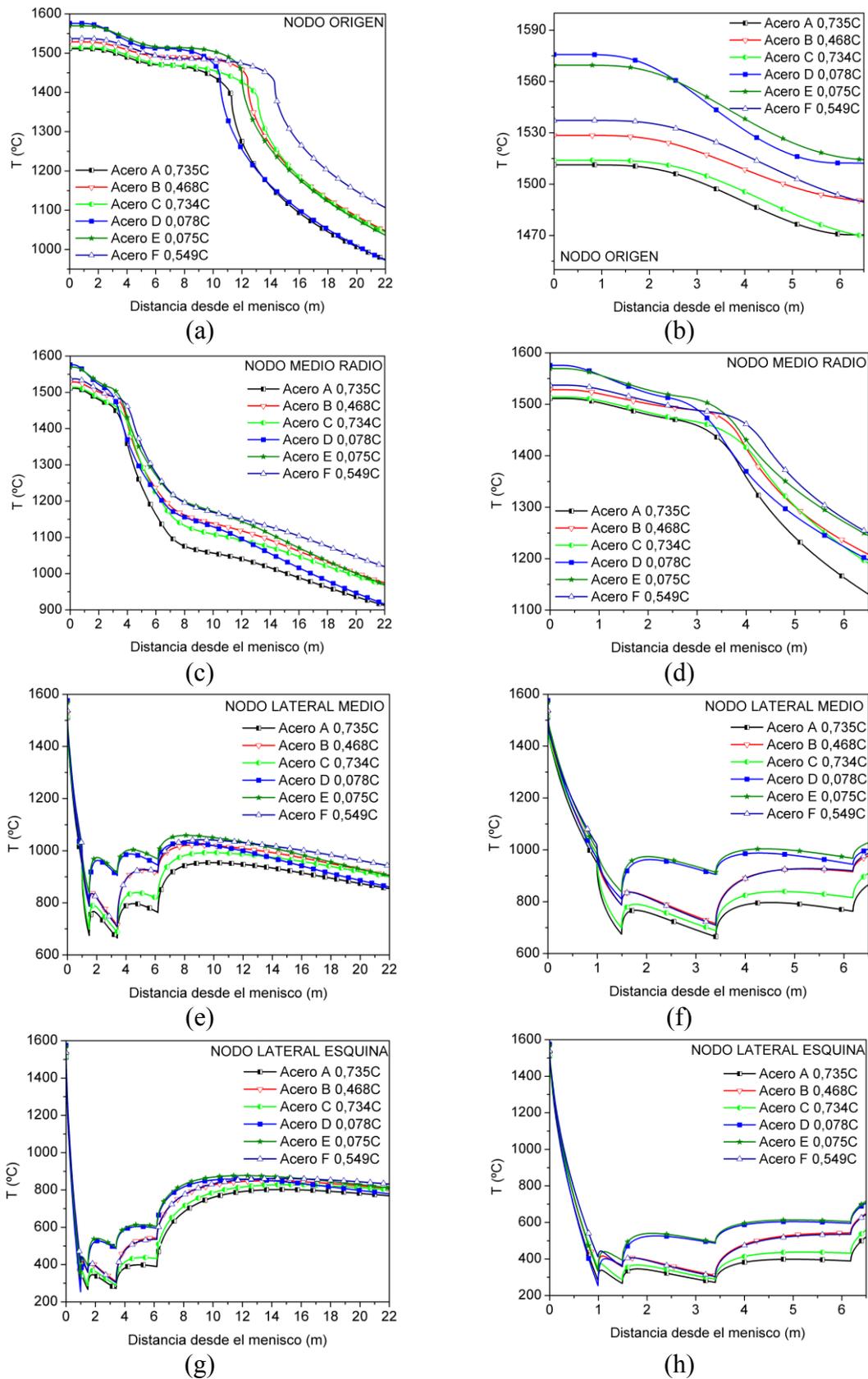


Fig. 2.14.- Evolución transitoria de la temperatura para los aceros A-F, para los nodos: (a y b) O (c y d) NMR (e y f) NLM y (g y h) NLE. Las gráficas de la izquierda y la derecha son hasta 22 y 7 metros lineales de palanquilla, respectivamente

De otro modo, en las zonas de rociadores el flujo de agua del acero C es mayor que el flujo de agua del acero D, lo que implica que en la zona de radiación desde las posiciones 13 y 16 *m*, respectivamente, para los NLM y NLE la *T* del acero C es mayor que la del acero D.

En la familia de los aceros F y B, en la Fig. 2.14.e-h, en la salida del molde, las diferencias absolutas de las temperaturas para los NLM y NLE son de 27°C y 52°C, respectivamente. Sin embargo, al final de la primera zona de rociadores éstos números se reducen a casi cero, debido a que el acero F es enfriado con un caudal de agua de 2.68 (*l/sm*²) mayor que el del acero B. En las zonas de rociadores 2 y 3 para los NLM y NLE se observa que ambas curvas evolucionan acopladas, es decir, la diferencia que existe en la velocidad de colada (0.18 *m/min*) es compensada con el excedente de caudal de agua en las tres zonas de rociadores del acero F. En la última zona de rociadores para los NLM y NLE la diferencia de *T* entre los aceros F y B es casi cero, sin embargo, en la posición 22 *m* la diferencia absoluta de temperaturas es de 35 y 23°C, respectivamente.

En la familia de los aceros D y E, la velocidad de colada del acero E es 0.17 (*m/min*) mayor que la del acero D. Con el propósito de obtener un proceso térmico similar en ambos aceros, el flujo de agua de los rociadores del acero E es incrementado en todas las zonas de rociadores (ver, Tabla 2.16). En la Fig. 2.14.e-h, en la salida del molde para los NLM y NLE la *T* del acero E es mayor que la *T* del acero D, siendo las diferencias máximas absolutas de la *T* de 35 y 78°C, respectivamente. Después, para ambos aceros en las zonas 2 y 3 de los rociadores para el NLE las curvas de la *T* evolucionan de manera acoplada, y una vez el proceso sucede en la zona de radiación, se observa que ambas curvas comienzan a distanciarse. Sin embargo, para el NLE desde la zona de rociadores 3 hasta la zona de radiación las diferencias entre las temperaturas se incrementan de 10 a 30 grados °C.

En una máquina de colada continua para fabricar palanquillas de acero^[71], la optimización de la cantidad del flujo de agua en 8 zonas de rociadores para varias velocidades de colada, muestran que los efectos del flujo de agua de los rociadores y la

velocidad de colada sobre la temperatura son similares al observado en este estudio para las familias con un porcentaje de C en torno a 0.07 y 0.5 %C.

En la Fig. 2.15.a-f para los aceros A-F se muestra la posición de las líneas liquidus y solidus desde el menisco hasta el origen de la palanquilla. En cada gráfica, en los ejes de la ordenada y de la abscisa se observan la distancia desde el menisco y el espesor de las zonas sólida y líquida, respectivamente. Cada una corresponde a un plano que cruza perpendicular al eje z de la palanquilla, representando un corte lateral de ésta entre el nodo O y el NLM.

Si las condiciones de frontera son simétricas, en tres dimensiones esta gráfica representa un sólido de revolución donde se podría apreciar un volumen para las zonas líquida, esponjosa y sólida. El punto de intersección del frente de solidificación con el origen de la palanquilla se denomina d_s y ha sido detallado en la Tabla 2.19. Este punto en el sólido de revolución corresponde a un mínimo. En el centro de la palanquilla la diferencia mínima y máxima medida desde el menisco entre la línea liquidus y solidus es de 4.44 y 6.47 metros para los aceros D y F, respectivamente.

La importancia de estas líneas es que a partir de ellas se puede determinar el espesor de la zona esponjosa w (en mm) en un corte transversal de la palanquilla.

Cuando recién comienza el proceso de solidificación, se puede imaginar que un corte transversal de la palanquilla con temperatura inicial igual a la temperatura de colada T_c , avanza desde el menisco en la dirección z con una velocidad de colada v_c , por lo tanto, en algún instante del recorrido, el valor de la T en un punto cualquiera del borde de este corte de palanquilla es la temperatura liquidus y después, en otro instante la temperatura solidus, es decir, en la sección de la palanquilla el frente de solidificación se desplaza hacia el centro. En cada instante del recorrido, la distancia en la dirección del flujo de calor entre una partícula a temperatura liquidus y otra a temperatura solidus es el ancho de la zona esponjosa w , valor que permite calcular el gradiente térmico G , que más adelante, es usado para determinar los espaciados dendríticos primarios.

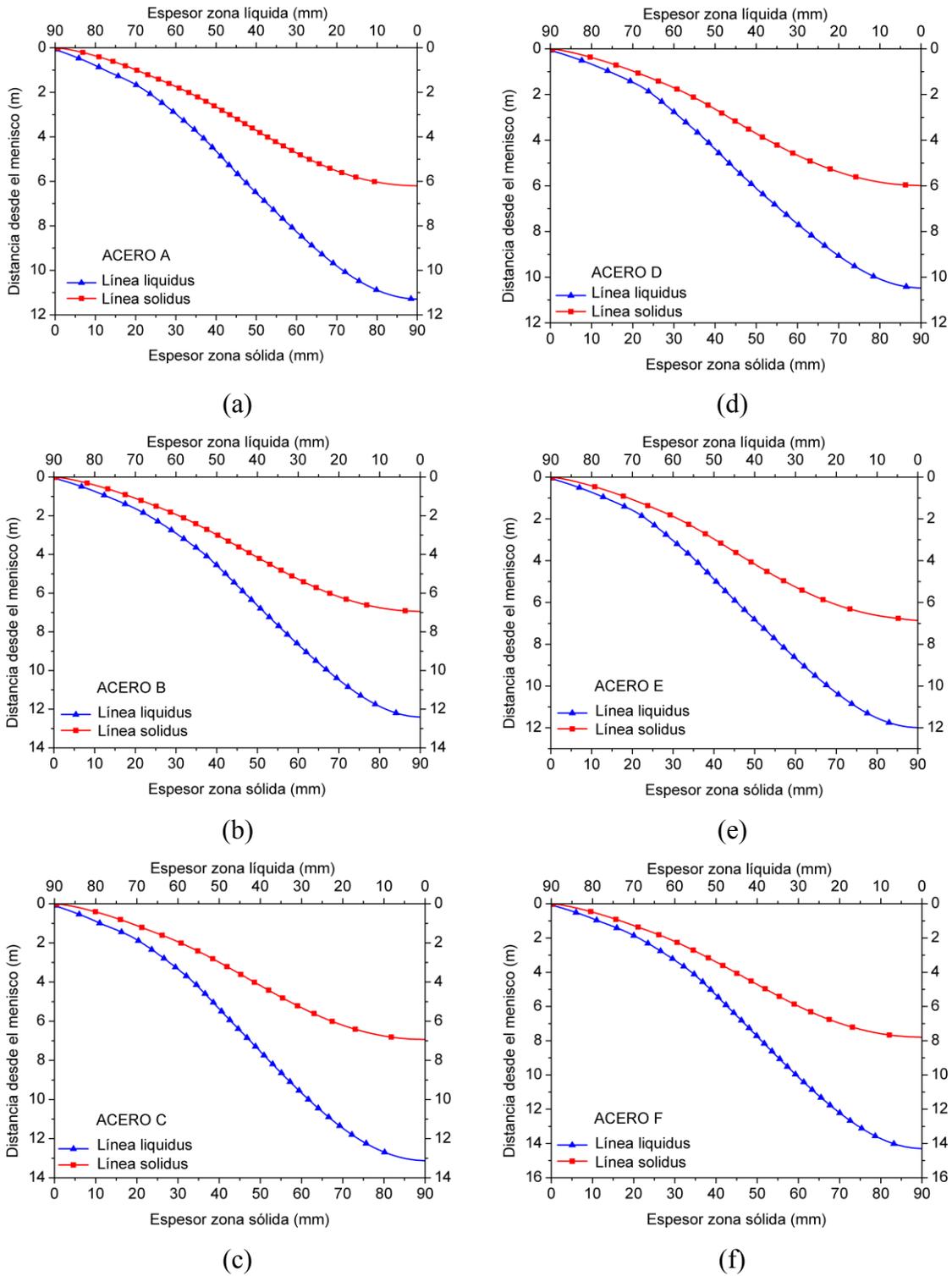


Fig. 2.15.- Evolución de las zonas sólida y líquida para seis palanquillas de acero (A-F) de lado 180 mm

Otro modo de visualizar como se obtiene el ancho de la zona esponjosa es a través de la Fig. 2.15. De este modo, en cada posición desde el menisco se traza una línea paralela al eje de las abscisas, si ésta intercepta las líneas liquidus y solidus, se puede determinar la

distancia de la zona esponjosa. Cada valor obtenido es proyectado sobre una línea paralela a la abscisa, donde la coordenada queda determinada por la posición de la temperatura liquidus. El mismo procedimiento se realiza en el sólido de revolución, es decir, en un plano transversal a la colada se realiza un barrido angular de 0 a 90° (en un cuarto de palanquilla). Para cada paso angular se traza una línea recta y después, en la dirección del flujo de calor se calcula el espesor de la zona esponjosa. Todos los puntos obtenidos en el barrido angular son proyectados en un plano, de donde se obtienen las isólineas de w que se presentan en la Fig. 2.16.

En la Fig. 2.16a-f, para los aceros A-F se muestra un mapa en dos dimensiones de w (en mm) donde se observa similitud en cada familia de aceros. Además, en cada mapa de contorno las isólineas de w se incrementan en la medida en que la posición avanza al centro de la palanquilla. Esto se justifica en la Fig. 2.15, porque en la medida en que el corte transversal está más lejos del menisco, mayor es la distancia entre la línea liquidus y solidus.

En la Fig. 2.16 a y c, para la familia de los aceros en torno a 0.7 %C las isólineas $w = 10$ y $13 mm$ cruzan por las posiciones x ó $y = 57$ y $47 mm$, respectivamente. Las isólineas de w del acero A menores a $10 mm$ cruzan en posiciones más lejos del centro de la palanquilla con respecto al acero C, sin embargo, las isólineas de w mayores que $13 mm$ cruzan en posiciones más cerca del centro de la palanquilla. También, las isólineas $w = 8$ y $10 mm$ en la diagonal de la palanquilla denotan una ondulación que apunta hacia el NLE y que proyectada sobre los ejes x ó y pueden alcanzar $8 mm$ de desviación con respecto a la misma isólinea.

En la Fig. 2.16 b y f, para la familia de los aceros en torno a 0.5 %C las isólineas $w = 8$ y $10 mm$ cruzan por posiciones idénticas, pero la isólinea $w = 6 mm$ del acero B está en una posición $x = 68 mm$, es decir, $2 mm$ más alejada del centro de la palanquilla respecto del acero F. Y de modo contrario, las isólineas de $w > 10 mm$ del acero B ocupan posiciones en x e y menores respecto del acero F. Sobre la diagonal en las isólineas de w menores a $13 mm$, se observa que en la medida en que se avanza hacia el NLE la proyección de la ondulación sobre los ejes tiene una desviación que varía desde 3.5 a $8 mm$.

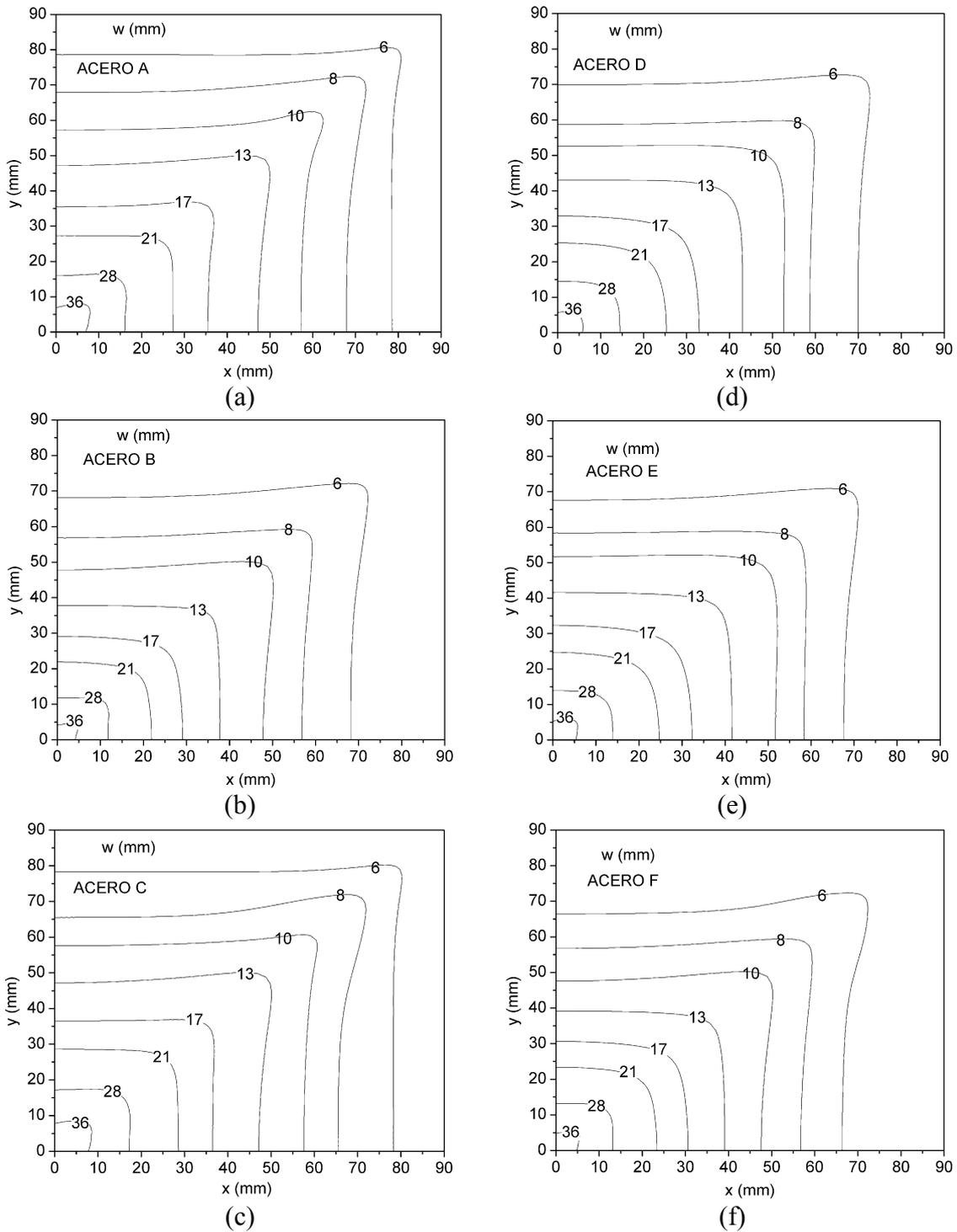


Fig. 2.16.- Distribución 2d del espesor de la zona pastosa w (en mm) para seis palanquillas de acero (A-F) de lado 180 mm

En la Fig. 2.16 en los diagramas de contorno d y e, para la familia de los aceros en torno a $0.07\%C$, se observa que todas las líneas de contorno de w del acero D ocupan posiciones más lejos del centro de la palanquilla respecto del acero E. Además, respecto a la posición de los ejes x e y las desviaciones entre ambos aceros es mínima, a

excepción de las isolíneas $w = 6$ y 13 mm donde las desviaciones son 2.5 y 1.5 mm , respectivamente. También, en la diagonal de la palanquilla las ondulaciones no son tan notables como en otras familias de aceros. De este modo, para la isolínea $w = 6 \text{ mm}$ la proyección sobre el eje x presenta sobre el eje una desviación de 3.5 mm respecto de la misma isolínea.

Al comparar las tres familias de aceros, en todo el dominio se observa que los máximos valores de w son para la familia de los aceros A y C, por el contrario, los mínimos valores son para los aceros B y F. Considerando que los seis aceros tienen condiciones de operación particulares, condicionadas al requerimiento del fabricante y posterior aplicación industrial, se ha visto que el parámetro que más influye en éste resultado es la composición química, de este modo, los máximos y los mínimos valores de w coinciden con las máximas y mínimas diferencias de $T_l - T_s$, respectivamente. No obstante, en este tipo de análisis se debe tener en cuenta que parámetros como la velocidad de colada, temperatura de colada y la velocidad de enfriamiento también podrían afectar en el tamaño de la zona esponjosa.

Durante el proceso de solidificación, otro parámetro obtenido con el módulo macro es la velocidad de enfriamiento \dot{T} . Los valores mínimo y máximo de la velocidad de enfriamiento de los aceros A-F en los nodos O y NLE, respectivamente, se muestran en la Tabla 2.20. Teniendo en cuenta que para cada acero la simulación térmica se realiza con una velocidad de colada constante reportada por la acería, en la Fig. 2.15, se observa en el borde lateral de la palanquilla, que la distancia que tarda el líquido en pasar a sólido es del orden de centímetros, sin embargo, en el centro de la palanquilla ésta es del orden de metros. Esto tiene concordancia con la diferencia tan notable que existe en la velocidad de enfriamiento \dot{T} entre el centro y el borde lateral de la palanquilla.

$\dot{T}(\text{°C/s})$	A	B	C	D	E	F
Mínimo	0.4065	0.2863	0.3759	0.3652	0.3219	0.2935
Máximo	71.3539	71.0491	68.429	71.2879	72.9217	70.6694

Tabla 2.20.- Valores mínimos y máximos de la velocidad de enfriamiento (en °C/s) para seis palanquillas de acero (A-F) de lado 180 mm

Para todos los casos en estudio, la velocidad de enfriamiento \dot{T} es extremadamente rápida en el NLE de la palanquilla. Desde este nodo ésta disminuye asintóticamente hasta adquirir un valor cercano a cero en el centro de la palanquilla. En la Fig. 2.17, para los seis aceros de la Tabla 2.15 se presentan en un cuarto de palanquilla los mapas de contorno de \dot{T} . Donde, para los aceros A-F se observa similitud en la posición de la isolínea $10.55(^{\circ}C/s)$.

En la Fig. 2.17 a y c, para la familia de los aceros en torno a $0.7\%C$, las isolíneas de $\dot{T} > 1.49 (^{\circ}C/s)$ ocupan las mismas posiciones, sin embargo, para el acero A en una posición de $x < 58\text{ mm}$, en la medida en que el valor de la isolínea de \dot{T} disminuye, ésta se posiciona más cerca del origen con respecto a las isolíneas de \dot{T} del acero C, hasta que alcanzan una diferencia de 5 mm para la isolínea $\dot{T} = 0.52 (^{\circ}C/s)$.

En la Fig. 2.17 b y f, para la familia de los aceros en torno a $0.5\%C$, las isolíneas $\dot{T} < 1.49 (^{\circ}C/s)$ ocupan las mismas posiciones. Sin embargo, en ambos aceros la posición sobre el eje x de la isolínea $\dot{T} = 1.49 (^{\circ}C/s)$ tiene una desviación máxima de 1.5 mm , para las velocidades de enfriamiento más grandes, esta desviación entre los aceros B y F disminuye en la medida en que la posición de la isolínea de \dot{T} es más cercana al NLE.

En la Fig. 2.17 en los diagramas de contorno d y e, para la familia de los aceros en torno a $0.07\%C$, entre los aceros D y E la desviación de las isolíneas de \dot{T} se incrementan en la medida en que la posición de éstas avanza desde el NLE hacia el nodo O. Las isolíneas de \dot{T} del acero D se posicionan siempre más cerca del nodo O con respecto del acero E, llegando a tener para $\dot{T} = 0.52 (^{\circ}C/s)$ una diferencia de 4 mm .

De acuerdo con la similitud en la evolución de la \dot{T} , la familia de los aceros B y F se distingue de las otras dos familias, ya que tienen diferencias en la \dot{T} hacia el nodo O. Los parámetros que influyen en la \dot{T} son la composición química del material, la velocidad de colada y las condiciones de enfriamiento.

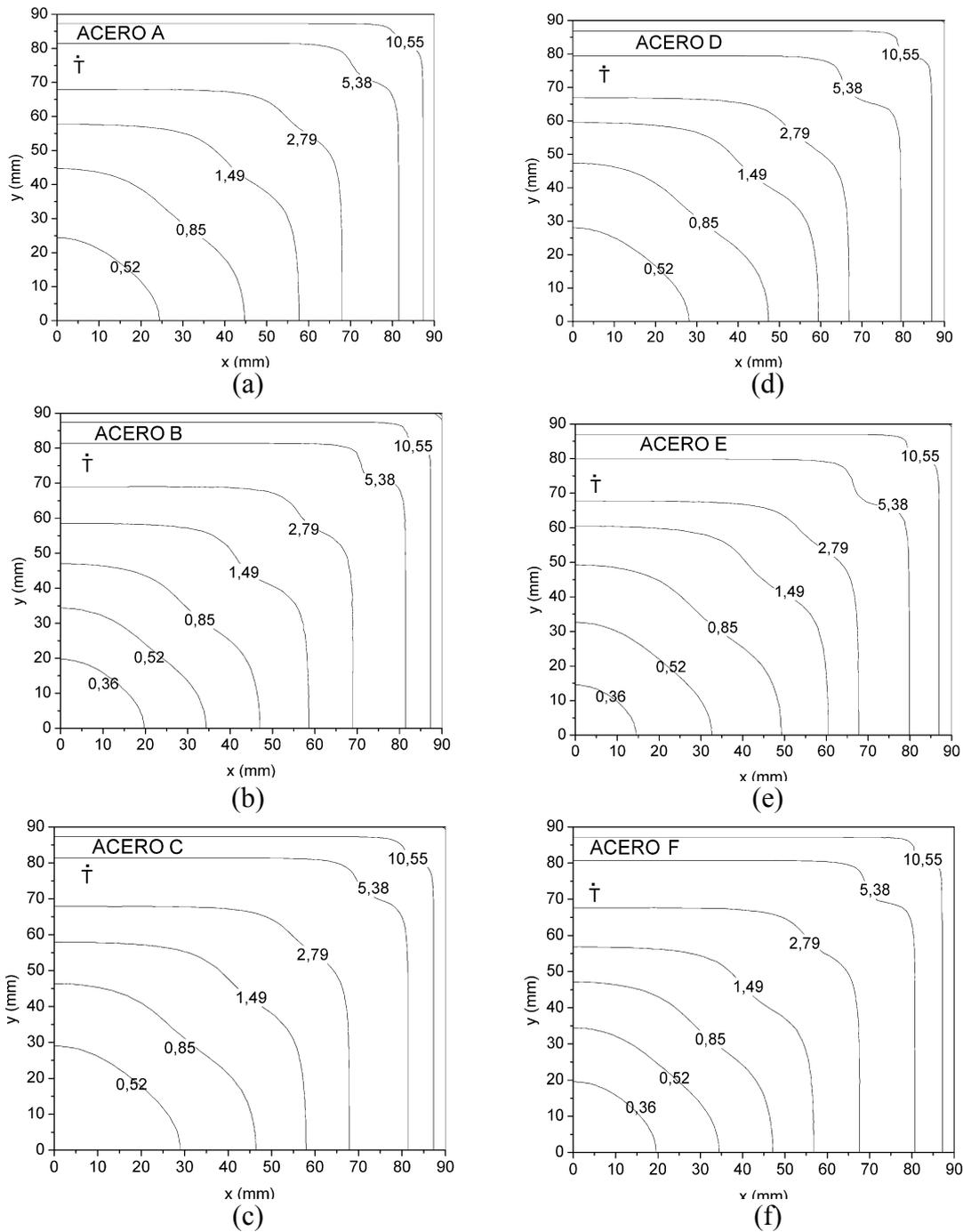


Fig. 2.17.- Distribución 2d de la velocidad de enfriamiento (en °C/s) para seis planchillas de acero (A-F) de lado 180 mm

Las dendritas comienzan su formación en la base del frente de solidificación y su longitud, como se verá más adelante, queda determinada por el espesor de la zona pastosa w . La temperatura en la base de la dendrita es la temperatura solidus y en la punta de ésta es igual a la temperatura liquidus. El gradiente térmico G se define como el cociente entre la diferencia de las temperaturas liquidus y solidus ($\Delta T = T_l - T_s$) y el

ancho de la zona pastosa w , es decir, $G = (T_l - T_s)/w$. La importancia de este parámetro se verá más adelante ya que permite el cálculo del espaciado dendrítico primario. En la Fig. 2.18, para los aceros A-F se presenta en un cuarto de palanquilla un mapa de contorno de G (en $^{\circ}C/cm$).

En la Fig. 2.18 en los diagramas de contorno a y c, se observa que la isolínea $G = 25$ ($^{\circ}C/cm$) es similar para los aceros A y C, sin embargo, para el acero A en el punto de inflexión sobre la diagonal de la palanquilla, las isolíneas $G = 50$ y 75 ($^{\circ}C/cm$) denotan una ondulación mayor y más cercana al NLE. También, se observa en las isolíneas $G = 100$ y 125 ($^{\circ}C/cm$) diferencias más notables, ya que las isolíneas del acero A se posicionan 2 y 1 mm más cerca del NLM respecto del acero C. En cercanías del NLE, las diferencias son mínimas.

En la Fig. 2.18 en los diagramas de contorno b y f, se observa que todas las isolíneas de G del acero B se posicionan más cerca del borde de la palanquilla con respecto del acero F. Para el acero B las isolíneas $G = 50, 75$ y 100 ($^{\circ}C/cm$) están desplazadas 2, 3.5 y 5 mm más lejos del nodo O.

En la Fig. 2.18 en los diagramas de contorno d y e, se observa que todas las isolíneas de G del acero D se posicionan más cerca del nodo O con respecto del acero E. Desde las isolíneas $G = 25$ a 225 ($^{\circ}C/cm$) la diferencia de posición en los ejes x e y varía desde 3.5 a 1 mm .

La menor variación en la posición de las isolíneas de los parámetros G y w , se observa en la familia de los aceros A y C. Esto se debe a que $T_l - T_s$ en los aceros A y C es casi constante, sin embargo, en las otras familias ésta diferencia es notable.

De las figuras 2.16 y 2.18, se puede comprobar que G es inversamente proporcional al espesor de la capa porosa w . Por ejemplo, en la Tabla 2.19 para el acero C, la diferencia $T_l - T_s = 87^{\circ}C$ y en de la Fig. 2.16.c en la posición $x = 36$ mm el espesor de la capa porosa es $w = 17$ mm . Por lo tanto, en la misma posición el cociente entre $T_l - T_s$ y w corresponde al gradiente térmico $G = 50$ ($^{\circ}C/cm$), valor que coincide con la misma isolínea mostrada en la Fig. 2.18.c.

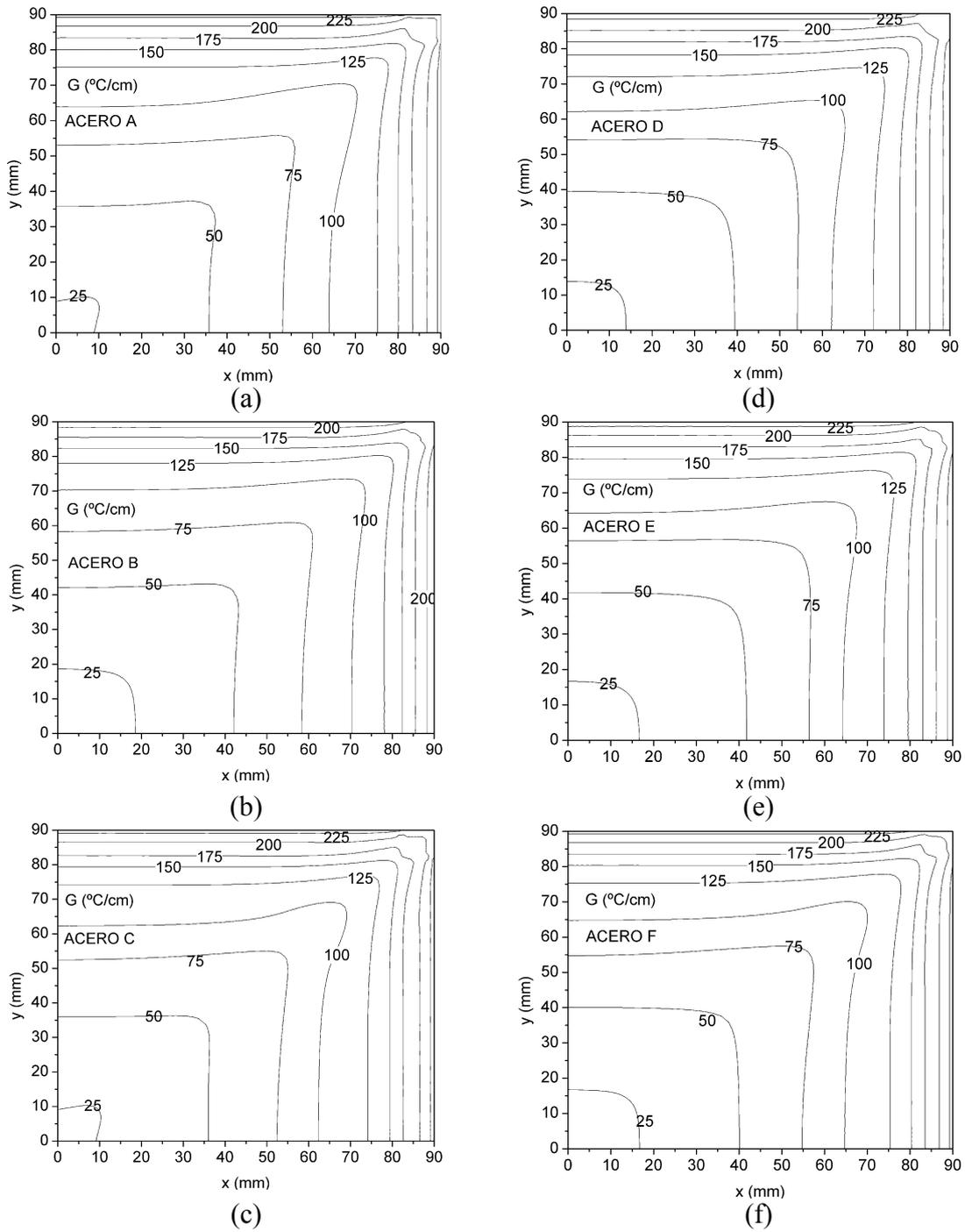


Fig. 2.18.- Distribución 2d del gradiente térmico G (en $^{\circ}\text{C}/\text{cm}$) para seis palanquillas de acero (A-F) de lado 180 mm

2.2.5.4- Efectos de los parámetros de operación del proceso de colada continua en la transferencia de calor para tres palanquillas de acero de dimensiones 180x180 mm²

En la fabricación de palanquillas de acero la velocidad y la temperatura de colada, el flujo de agua de los rociadores y la composición química pueden influir de manera importante en la transferencia de calor y la microestructura de solidificación. En base a la similitud de la información técnica entregada por la acería Global Steel Wire S.A, de la composición química y los parámetros de operación especificados en las tablas 2.15, 2.16 y 2.17, respectivamente, se distinguen tres familias de aceros, A y C, B y F, y D y E. Por esta razón, para estudiar los efectos de los parámetros de operación se ha elegido de manera arbitraria un acero de cada familia. Estos son los aceros A, B y E, en los que se estudian ocho variantes que se detallan a continuación.

Efecto de la velocidad de colada:

En el proceso de fabricación de palanquillas y planchones la artesa recibe el chorro de acero desde la cuchara de colada, lo acumula durante un corto período de tiempo y lo distribuye a través de la buza de descarga con uniformidad en las lingoteras de las respectivas líneas de colada. La velocidad de colada depende del nivel de acero líquido en la artesa, la presión ferrostática que ejerce el acero líquido y del diámetro de la buza de descarga. El incremento de la velocidad de colada puede causar salpicaduras de gotas de acero líquido que se enfrían rápidamente y se adhieren a las superficies de los lingotes originando adherencias que en el proceso de laminación pueden llegar a alargarse.

Disminuir el costo de elaboración de un producto sin perjudicar la calidad, se puede lograr disminuyendo el tiempo de producción. De este modo, en el proceso de colada continua colar más rápido aumenta la productividad, de ahí el interés de colar lo más rápido posible. Sin embargo, para aumentar la velocidad de colada es necesario conocer sus efectos.

En la Fig. 2.19 en las gráficas a-f, se muestra el efecto que tiene la velocidad de colada v_c (1.2-1.8 m/min) sobre la T para los nodos O y NMR, desde el menisco hasta una longitud de 22 m . Para los aceros A, B y E, en el nodo O la T tarda más tiempo en acelerar su enfriamiento con respecto al NMR, también, para los nodos O y NMR en

una posición de 22 m, entre una máxima y mínima v_c las diferencias de temperaturas son aproximadamente 250 y 210 °C, respectivamente. Es decir, la palanquilla que tiene una $v_c=1.2$ (m/min), puede tardar 6 minutos más en realizar el mismo recorrido respecto de la otra que tiene una $v_c=1.8$ (m/min) y por lo tanto, estar más tiempo sometida al enfriamiento de las condiciones de contorno.

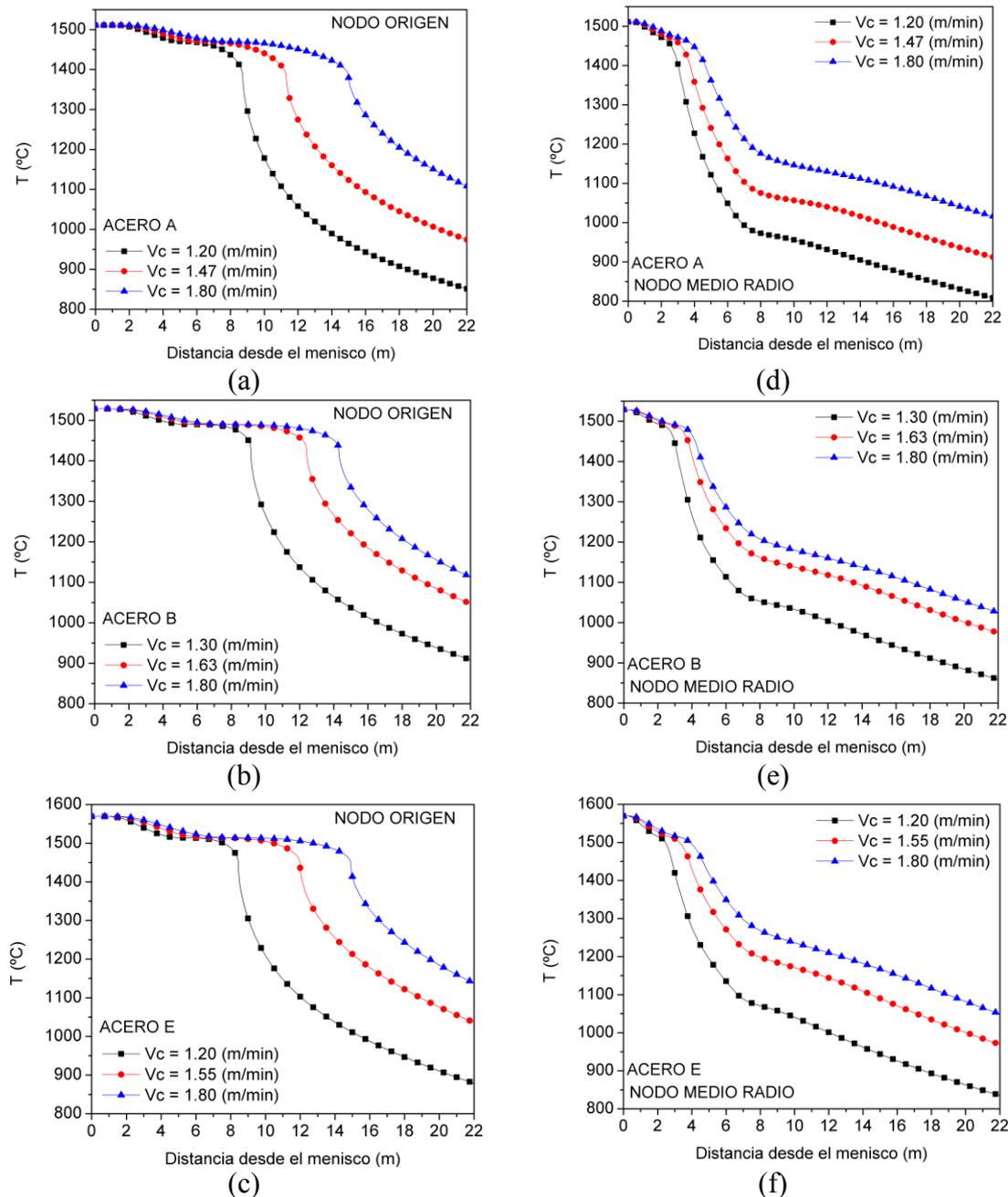


Fig. 2.19.- Efectos de la velocidad de colada en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos origen y medio radio

Worapradya y Thanakijkasem^[71] en el proceso de colada continua de un acero de 0.1%C optimizaron el flujo de agua de los rociadores y la v_c en función de la T en el centro y borde de la palanquilla. La simulación la realizaron para velocidades de colada entre 0.65-0.85 (m/min). También, obtuvieron para el nodo O que en la medida en que la v_c se incrementa, también lo hace la T . Por lo tanto, el tiempo de residencia de la colada en el molde y las zonas de enfriamiento es menor, lo que implica que un volumen de material libera menos calor.

En la Fig. 2.20 en las gráficas a-f para los aceros A, B y E, se muestra el efecto de la velocidad de colada cuando varía entre 1.20 y 1.8 (m/min) sobre la T . En los NLM y NLE, se observa semejanzas en la evolución de la T , además, en el NLM la T sigue descendiendo después del molde, pero en el NLE para las velocidades de colada de 1.47 y 1.8 (m/min) se observa que la T tiene un cambio de dirección, por lo tanto, es más notable la zona de transición entre el molde y la primera zona de rociadores.

También, para los aceros A, B y E en la mayoría de los casos los sobrecalentamientos suceden entre las zonas de enfriamiento, observándose que los máximos sobrecalentamientos están entre la tercera zona de rociadores y zona de radiación, segunda y tercera zona de rociadores, y, primera y segunda zona de rociadores, respectivamente. Además, en la medida en que la velocidad de colada aumenta los sobrecalentamientos suceden a mayor temperatura.

Agarwal^[54] con el propósito de innovar en el proceso de colada continua en el diseño de rociadores de agua, estudia con el método de diferencias finitas la transferencia de calor y determina la evolución de la T en el NLM para una variación de la v_c entre 2.4-3.8 (m/min). Del mismo modo, Cabrera y col.^[4] en una aplicación industrial estudian la influencia de la v_c entre 1.5-3.0 (m/min). Ambos estudios, reportados en bibliografía están en concordancia con los resultados de la Fig. 2.20, gráficas a-c.

Chaudhuri y col.^[73], en base a parámetros de operación del proceso de colada continua optimizan el diseño del sistema de enfriamiento secundario en palanquillas de acero (0.2%C, 0.8%Mn, 0.03%S, 0.03%P y 0.24%Si) de dimensiones 150x150 mm^2 . Concluyen que incrementar el flujo de agua de los rociadores en las zonas II y III

disminuye el sobrecalentamiento. Por lo tanto, obtienen una notable mejoría en la calidad del acero, lo cual queda demostrado experimentalmente.

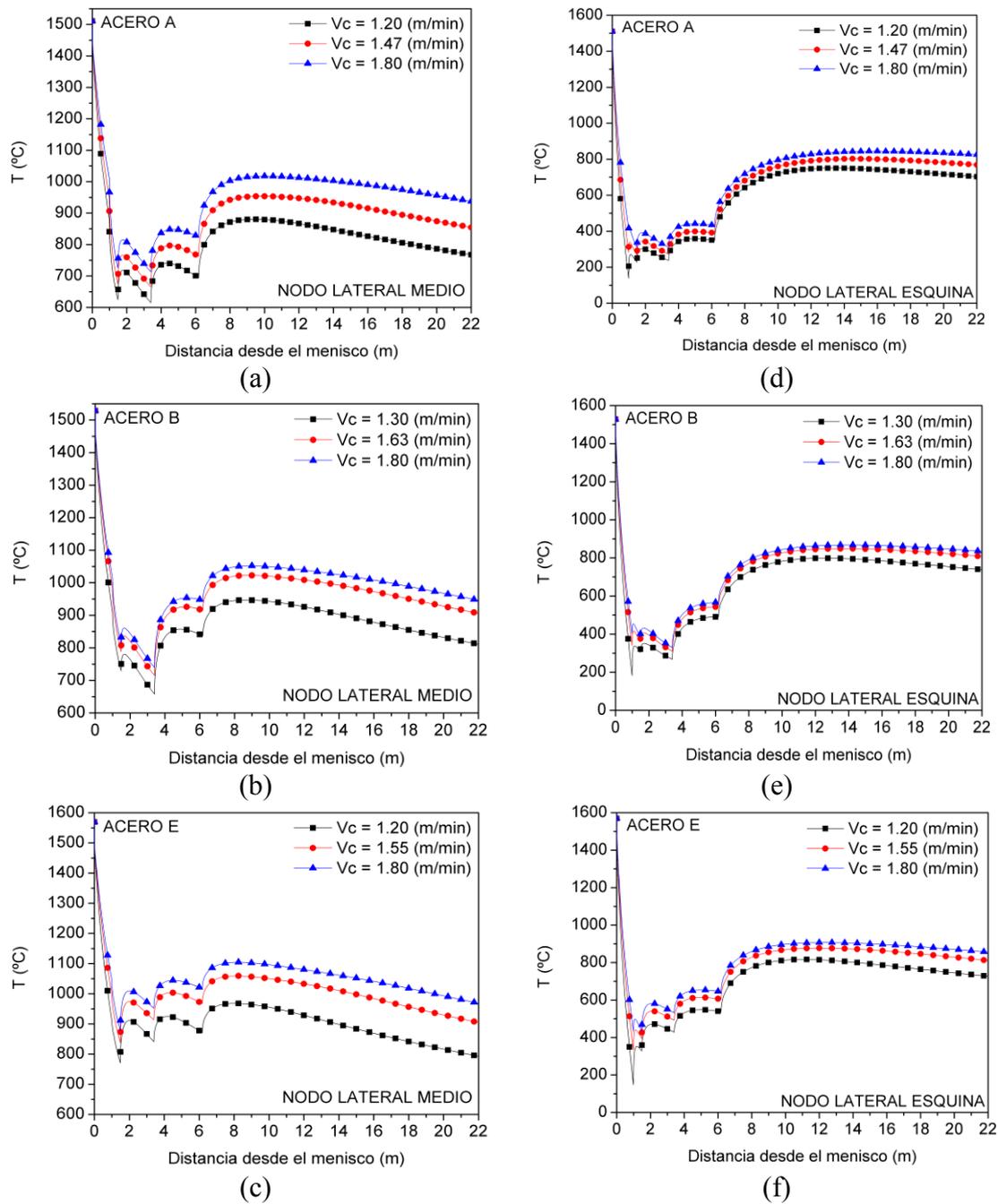


Fig. 2.20.- Efectos de la velocidad de colada en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos lateral medio y lateral esquina

La velocidad de colada tiene que garantizar un nivel óptimo de líquido en la lingotera, asegurar un tamaño adecuado de la longitud metalúrgica, permitir que se forme una

capa sólida suficientemente resistente en la salida del molde y que la extracción del calor sea suficiente para evitar grandes sobrecalentamientos. En la Fig. 2.20.b, para el acero B, en las zonas de cambio de enfriamiento, se observa que los sobrecalentamientos son máximos, lo que hace suponer que es un acero más propenso a tener grietas, tal y como lo observaron Chaudhuri y col. [73]. De este modo, para no afectar la calidad del material en la acería los operadores ante un eventual aumento de la velocidad de colada tienen que variar otros parámetros como la temperatura de colada, el flujo de agua de los rociadores y nivel del líquido en la artesa, hasta encontrar una combinación óptima.

Efectos de la temperatura de colada:

La temperatura de colada tiene que estar por encima del punto de fusión del acero a colar. Sin embargo, si la temperatura de colada es muy alta se incrementa el gasto energético del proceso, se produce desgaste de los refractarios y disolución de los gases a través del acero líquido. En cambio, si la temperatura de colada es excesivamente baja facilita la formación de costras de acero en las cucharas hasta inutilizarlas, además, la colada es más viscosa por lo que pierde fluidez.

El sobrecalentamiento ΔT se calcula como la diferencia entre la temperatura de colada y la temperatura liquidus ($\Delta T = T_c - T_l$). En las figuras 2.21 y 2.22, para los aceros A, B y E, en cuatro nodos característicos se muestra el efecto del sobrecalentamiento de la colada ΔT (entre 23-63, 21-61 y 15-75°C, respectivamente) en la evolución de la T . En la colada, este parámetro influye en la cantidad de calor sensible que se debe extraer para reducir la T a la T_l .

En la Fig. 2.22 en las gráficas a-f, para los aceros A, B y E se muestra la evolución de la T en los nodos NLM y NLE. En el NLM para los tres aceros se observa que las curvas de la T evolucionan en paralelo sin denotar un efecto importante. También, Cabrera y col. [4] y Wang y Li [74] observaron en el NLM que el efecto del sobrecalentamiento, ($\Delta T = 30$ y 60°C) y ($\Delta T = 10, 20$ y 30°C), respectivamente, es despreciable hasta una posición de 11 y 15 m , respectivamente, desde el menisco. El efecto de la T_c en el NLE es similar, pero las curvas de la T evolucionan más acopladas.

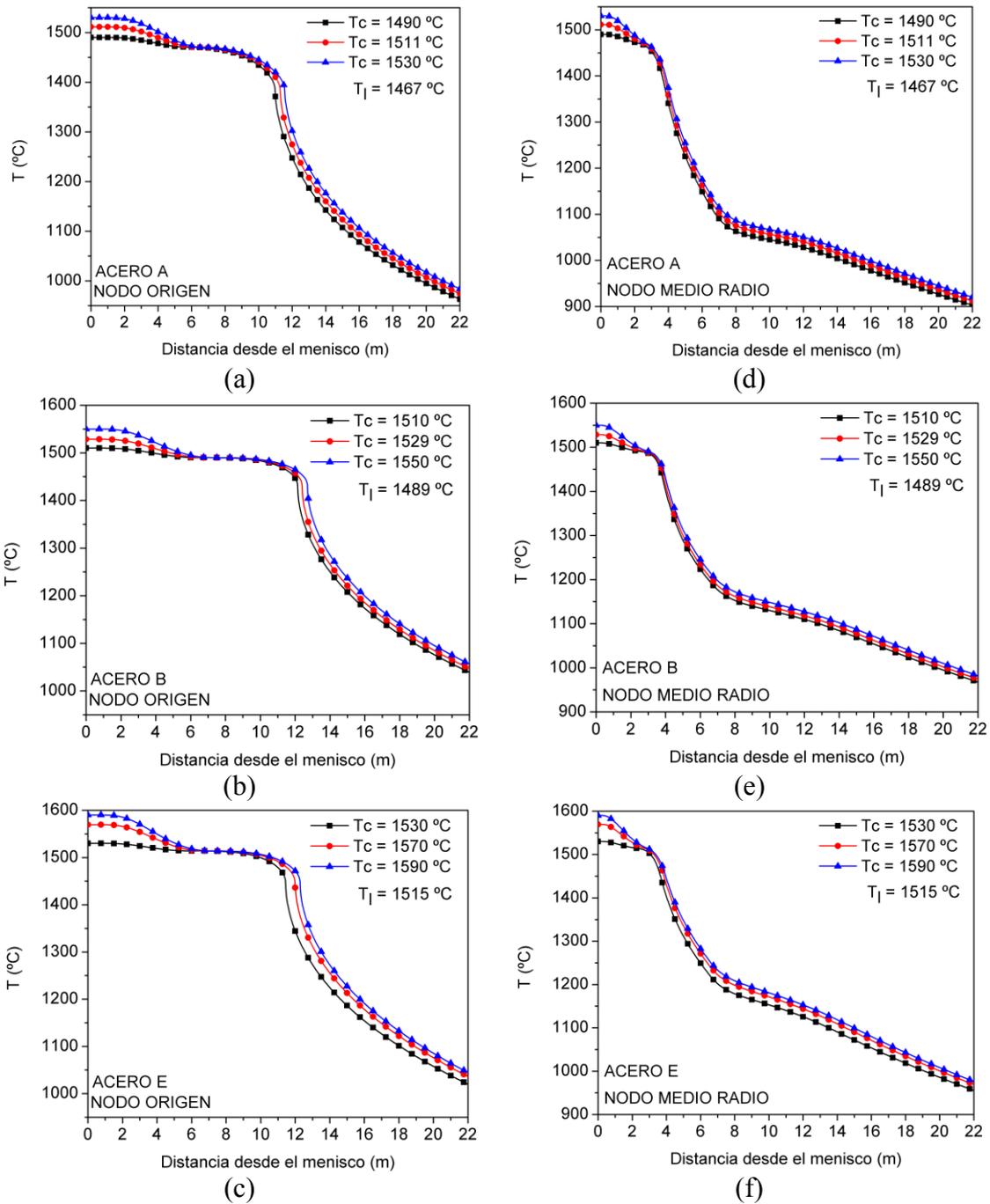


Fig. 2.21.- Efectos de la temperatura de colada en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos origen y medio radio

El efecto de la T_c es más notorio en los nodos O y NMR respecto de los NLM y NLE, por lo tanto, si el sobrecalentamiento es grande el proceso de solidificación en la zona central de la palanquilla comenzará más tarde, lo que puede afectar en el espesor de la capa sólida en la salida del molde y en la longitud metalúrgica.

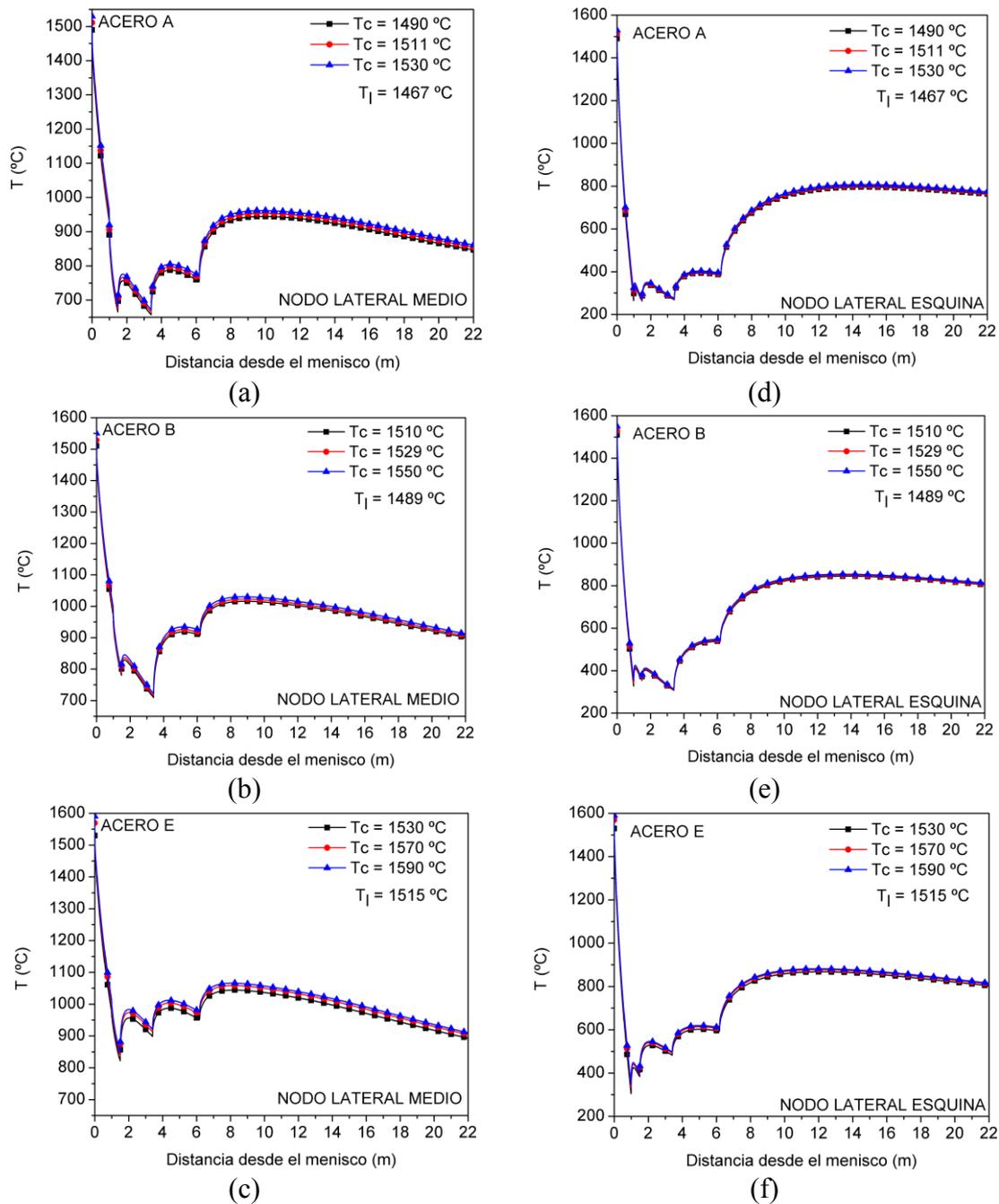


Fig. 2.22.- Efectos de la temperatura de colada en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos lateral medio y esquina

Efectos del flujo de agua de los rociadores:

En la zona secundaria de refrigeración se completa la solidificación en el interior de la palanquilla, la rapidez de cómo se enfría en la zona de rociadores influirá en la calidad interna de la palanquilla, sin embargo, la calidad superficial del acero quedará sujeta a la

primera zona de enfriamiento y los sobre-enfriamientos por exceso de agua. Por esta razón, para evitar un enfriamiento muy energético el agua es lanzada a través de rociadores que la pulverizan.

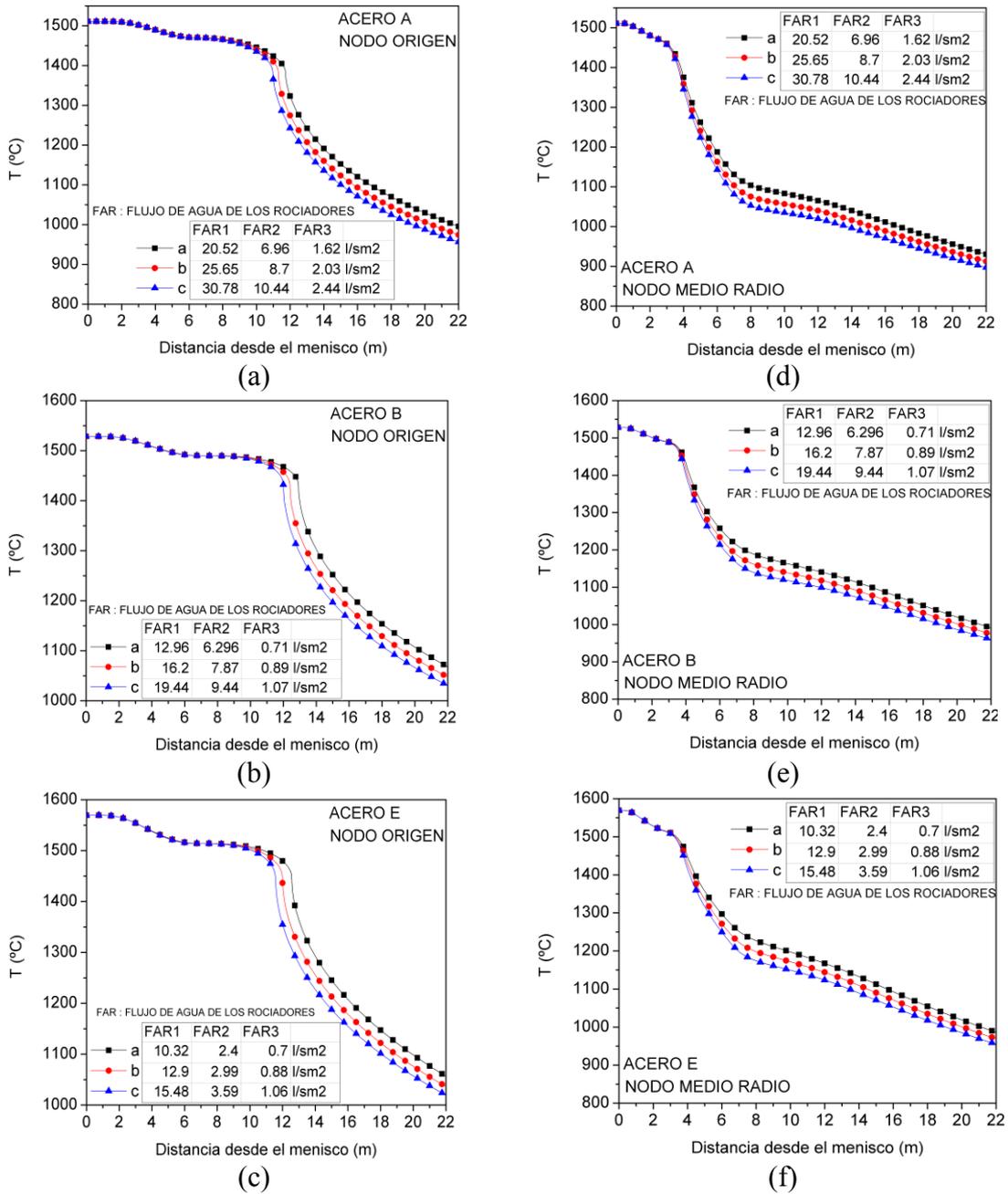


Fig. 2.23.- Efectos del flujo de agua de los rociadores en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos origen y medio radio

En las figuras 2.23 y 2.24 para los aceros A, B y E se muestra el efecto del flujo de agua de los rociadores en la evolución de la T para cuatro nodos característicos. En cada caso

el flujo de agua de los rociadores es un 20% más o menos respecto del caso b. En la Fig. 2.23 en las gráficas a-f, para los nodos O y NMR el efecto del flujo de agua de los rociadores recién se observa en las posiciones 10 y 4 m desde el menisco, respectivamente. De otro modo, en el nodo O se observa que en la medida en que el flujo de agua de los rociadores disminuye, mayor es la distancia desde del menisco donde la T comienza a disminuir.

En la Fig. 2.24 en las gráficas a-f, para los NLM y NLE se observa que en la medida en que aumenta el flujo de agua de los rociadores, menor es la T . Además, las curvas de la T evolucionan en paralelo. También, se observa el sobrecalentamiento entre cada zona de enfriamiento, dejando en evidencia los límites de cada una de éstas.

En la fabricación de las palanquillas de acero AISI 1214 ($C=0.10\%$, $Mn=1.0\%$, $S=0.3\%$ y $Pb=0.3\%$) con el proceso de colada continua, Isobe y col. ^[75] estudian la transferencia de calor en 45 m lineales de un tocho de dimensiones 350 x 560 mm². Para dos condiciones de enfriamiento, una débil y otra ordinaria, demostraron que la T en el NLM es mayor para un enfriamiento débil. Asimismo, Cheung y García^[10] en el proceso de colada continua para una palanquilla de acero SAE 1010 de dimensiones 150 x 150 mm², en la segunda zona de enfriamiento implementaron dos condiciones de operación diferentes, donde los coeficientes de transferencia de calor son $h = 1000$ y 1200 (W/m²K), respectivamente. Determinaron que la evolución de la T en el NLM es menor para un $h = 1200$ (W/m²K). En ambos estudios el efecto del flujo de agua de los rociadores sobre la evolución de la T es similar al obtenido en la Fig. 2.24 para el NLM.

En las figuras 2.23 y 2.24, en los nodos NLM y NLE el sobrecalentamiento que se produce entre la zona de rociadores y la zona de radiación es mayor para el acero A respecto de los aceros B y E, por esta razón, al igual que Chaudhuri y col. ^[73] y con el fin de mejorar la calidad del material se sugiere implementar otra zona de rociadores. De este modo, se podría hacer más gradual el enfriamiento hacia la zona de radiación. Sin embargo, en el acero B el sobrecalentamiento más notable se produce entre la segunda y tercera zona de rociadores, por lo que se sugiere incrementar el flujo de agua

en la primera zona, disminuir el flujo de agua en la tercera zona y agregar una cuarta zona de flujo de agua de rociadores.

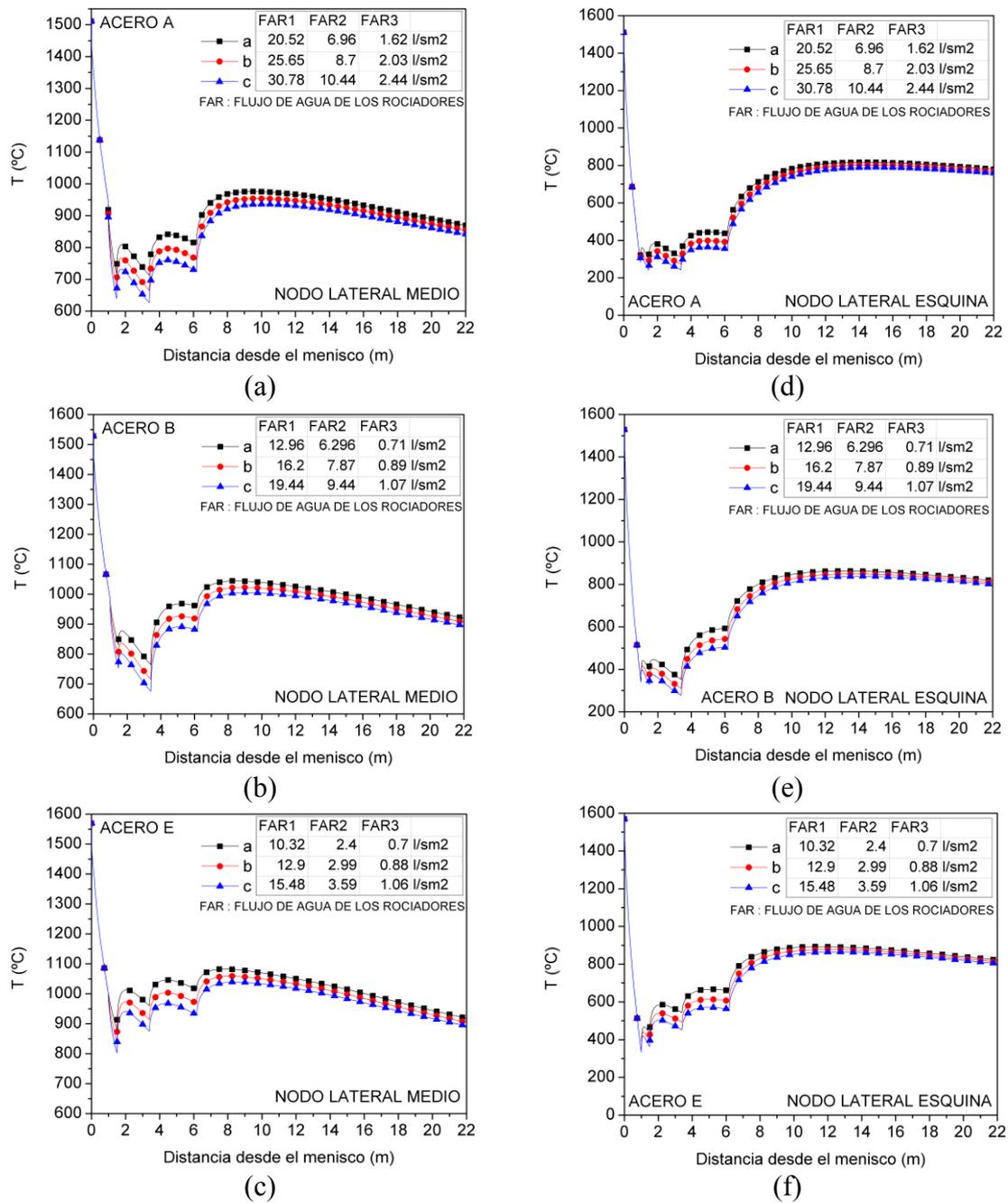


Fig. 2.24.- Efectos del flujo de agua de los rociadores en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos lateral medio y esquina

Efectos del contenido de C:

En las figuras 2.25 y 2.26 para los aceros A, B y E se muestra el efecto del contenido de C en la evolución de la T para cuatro nodos característicos de un corte transversal de palanquilla.

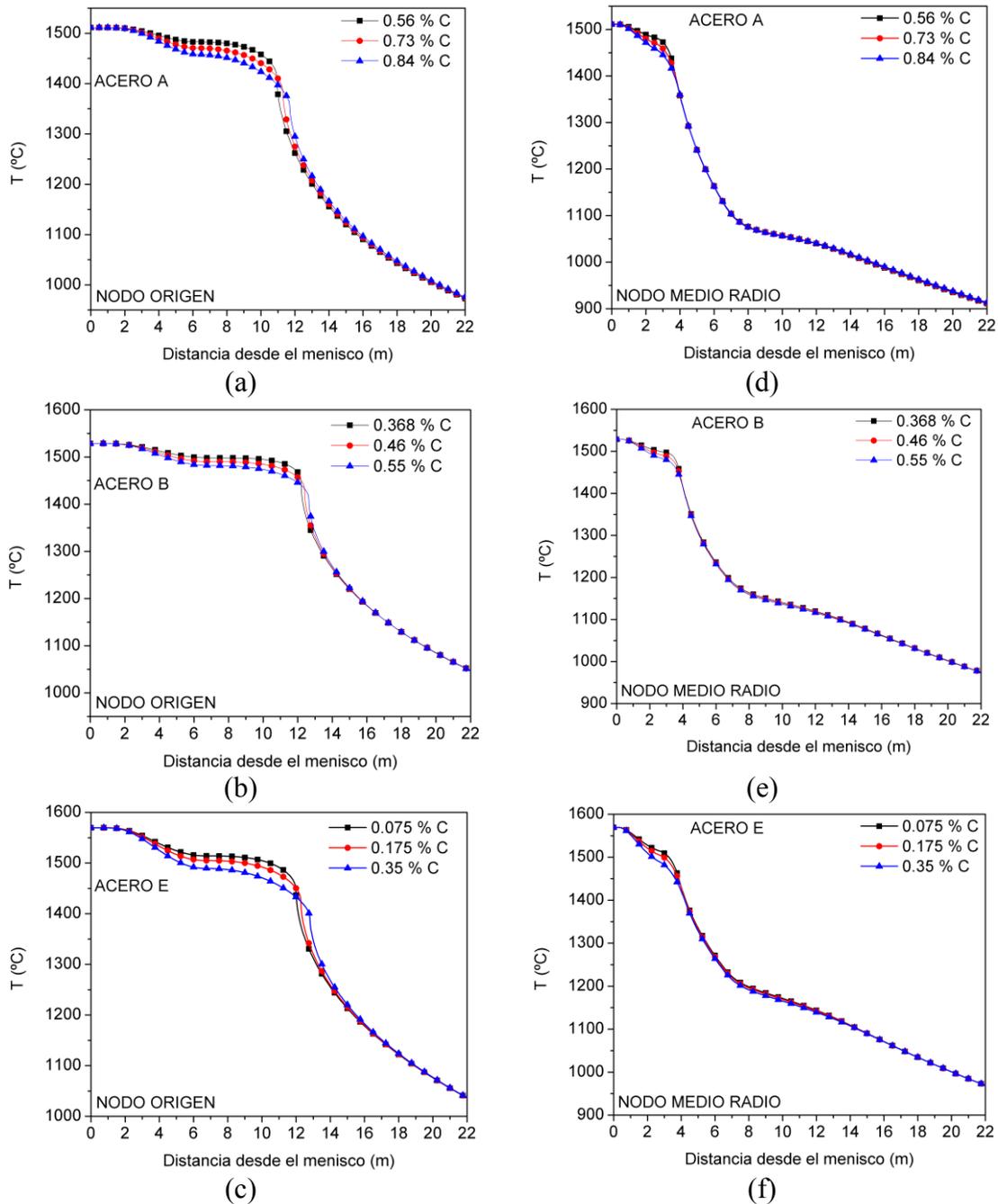


Fig. 2.25.- Efectos del contenido de C en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos origen y medio radio

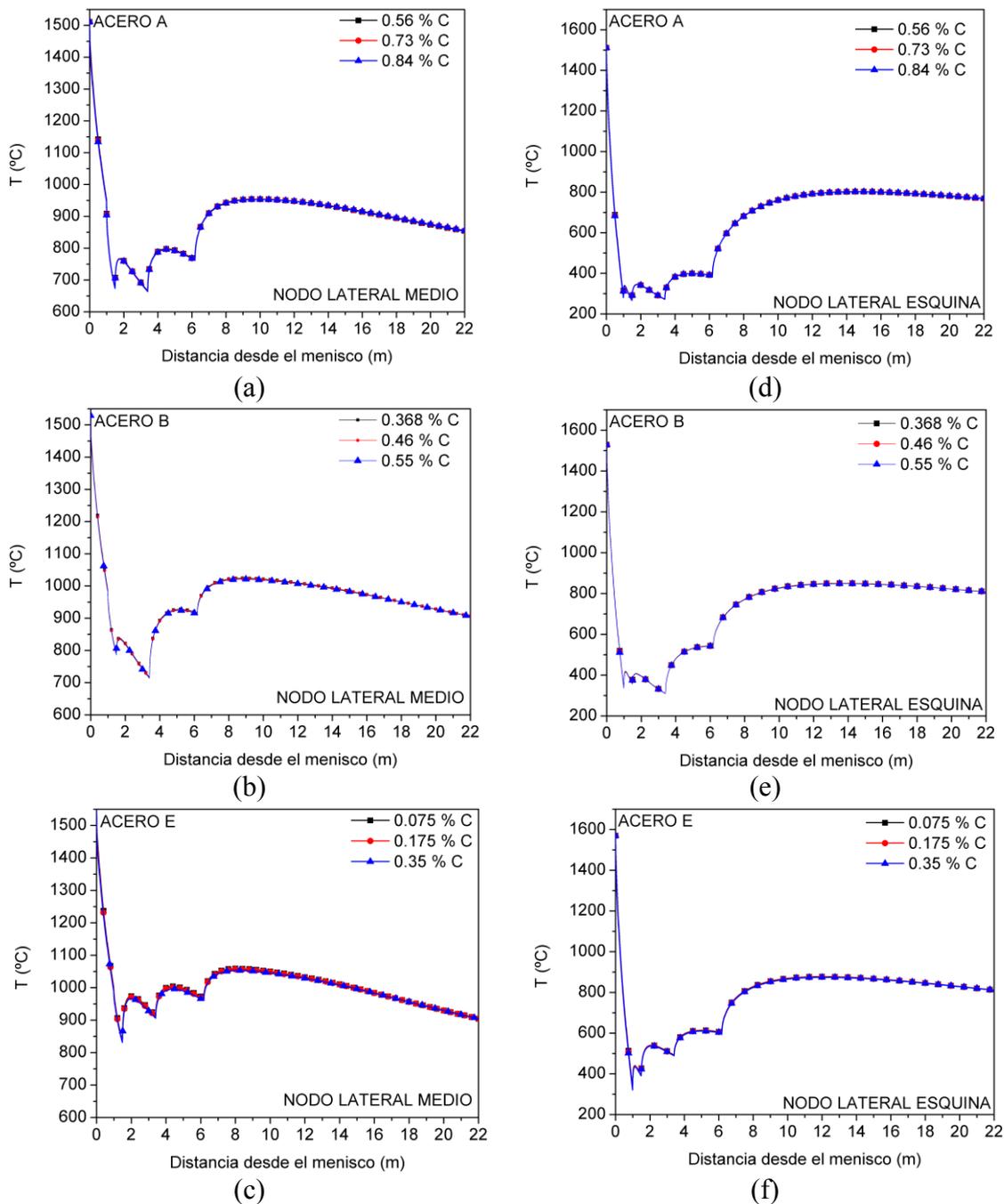


Fig. 2.26.- Efectos del contenido de C en la evolución de la temperatura para los aceros A, B y E en los nodos lateral medio y esquina

En la Fig. 2.25, para los nodos NMR y O el efecto del % C se observa desde el menisco de la palanquilla entre las posiciones 1 a 4 y 3 a 15 m , respectivamente. En la Fig. 2.25.a en la medida en que se incrementa el contenido de C desde 0.56 a 0.84% C la T disminuye. Sin embargo, desde el menisco en una posición mayor que 11 m , para 0.56% C la T desciende abruptamente hasta quedar por debajo de la T obtenida para los

casos con 0.73 y 0.84%*C*. En una posición mayor a 18 *m*, para los tres porcentajes de *C* la *T* tiende a igualarse. En la Fig. 2.25.b para el NMR, entre 1 a 4 *m* desde el menisco mientras mayor es el %*C* menor es la *T*, sin embargo, desde los 4 *m* para 0.56-0.84%*C* las curvas evolucionan acopladas hasta los 22 *m* lineales de palanquilla. Para las Fig. 2.25 en las gráficas c-f se puede desarrollar el mismo análisis usando las respectivas posiciones de cada una.

En la Fig. 2.26 en las gráficas a-f, para los nodos NLM y NLE se observa que el efecto del contenido de *C* sobre la evolución de la *T* es despreciable. Sin embargo, en la Fig. 2.25 en las gráficas a-f, para los nodos O y NMR la \dot{T} es cercana a cero y por lo tanto, el efecto de la variación del contenido de *C* en la evolución de la *T* es notable respecto de los nodos NLM y NLE.

Para los aceros A, B y E en la medida en que se incrementa el contenido de *C* desde 0.56 a 0.84, 0.368 a 0.55 y 0.075 a 0.35%*C*, la diferencia $T_l - T_s$ aumenta desde 68 a 100, 46 a 67 y 60 a 91°C y la T_l disminuye desde 1483 a 1458, 1498 a 1482 y 1515 a 1491°C, respectivamente. Es decir, un incremento del contenido de *C* implica un ensanchamiento de la zona esponjosa *w* y una disminución de la T_l que influye en el comienzo de la solidificación. Por lo tanto, a mayor %*C* la liberación de calor latente cubre más metros lineales de palanquilla a una T_l menor, esto explica que una vez finalizada la solidificación, en el nodo O la *T* es mayor para un alto contenido de *C*.

Efectos de los parámetros de operación del proceso de colada continua en las zonas líquida y sólida:

En las figuras 2.27 y 2.28 se observa la evolución del espesor de las zonas líquida y sólida de izquierda a derecha y viceversa, respectivamente. En cada gráfica se muestran los efectos que tienen la velocidad de colada, temperatura de colada, flujo de agua en las zonas de enfriamiento por rociadores y el contenido de *C* sobre los espesores de las zonas líquida y sólida.

En la Fig. 2.27 en las gráficas a-c, en la medida en que la v_c aumenta de 1.2 a 1.8 (*m/min*), el espesor de la zona sólida disminuye y el de la zona líquida aumenta.

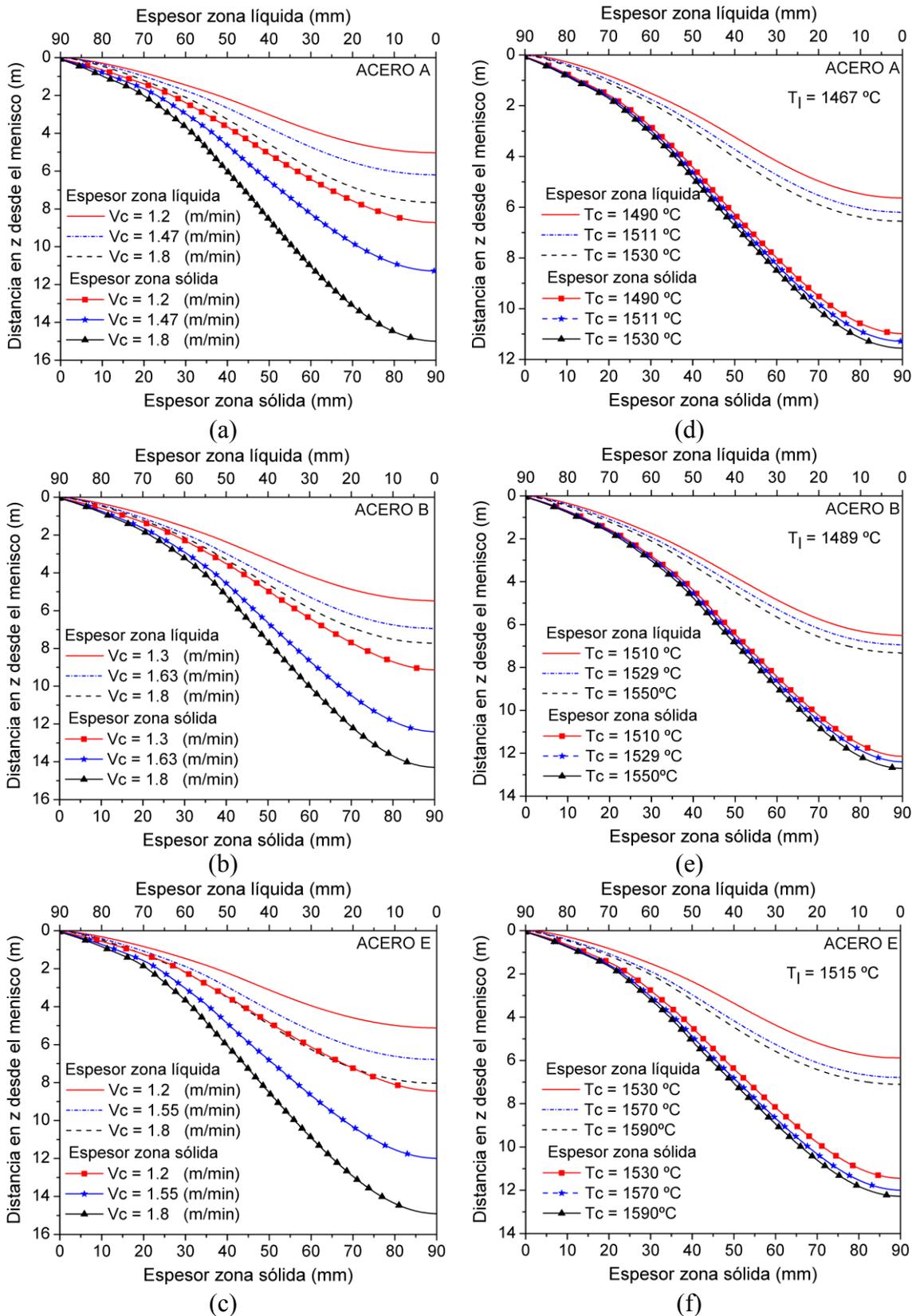


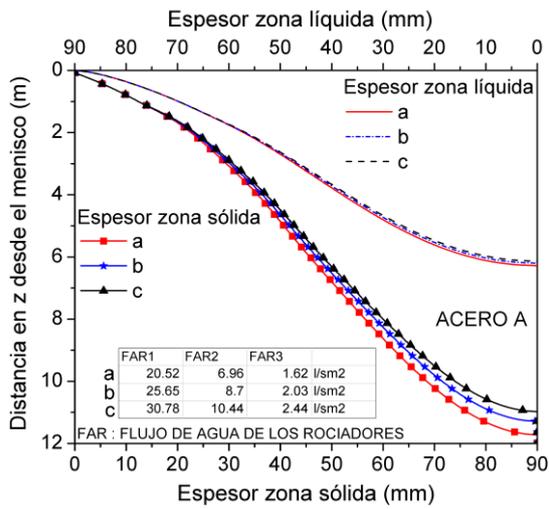
Fig. 2.27.- Efectos de la velocidad y temperatura de colada en el espesor de las zonas sólida y líquida para los aceros A, B y E

También, para los aceros A, B y E la longitud, entre el menisco y el punto donde la T del material es igual a la T_l , crece 2.63, 2.25 y 2.91 m , respectivamente. Sin embargo, donde la T es igual a la T_s la longitud aumenta en 6.27, 5.26 y 6.46 m , respectivamente. Por lo tanto, la zona esponjosa tiene dos cambios, un desplazamiento en la dirección de la colada y un ensanchamiento de la misma.

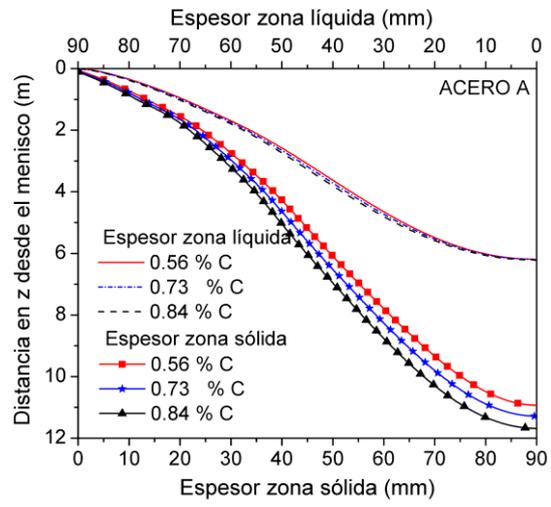
Cabrera y col.^[4] observan para un incremento de la v_c entre 1.5 a 3.0 (m/min), que el espesor de la capa sólida es menor. Brimacombe^[3] estudia en palanquillas de acero parámetros para el diseño de una máquina de colada continua y obtiene la longitud metalúrgica en función de la sección transversal de palanquillas (entre 100-250 mm) y la v_c hasta un límite de 4.2 (m/min). Entonces, para las velocidades de colada entre 1.2 y 1.8 (m/min) y una palanquilla semejante a la del acero A (175 mm), la longitud metalúrgica obtenida es de 9.3 y 14.8 m , respectivamente. Ambas distancias están en concordancia con los resultados mostrados más adelante en la Tabla 2.21.

En la Fig. 2.27 en las gráficas d-f, para los aceros A, B y E en el origen de la palanquilla en la medida en que la T_c se incrementa la distancia, entre el menisco y la posición donde la temperatura es igual a la T_l , crece 0.91, 0.82 y 1.22 m y la longitud metalúrgica aumenta 0.58, 0.56 y 0.84 m , respectivamente. También, se observa una reducción del espesor de la zona sólida aproximadamente de un tercio de lo que crece la zona líquida. Del mismo modo, Cabrera y col.^[4] y Wang y Li^[74] en palanquillas de 140x140 y 150x150 mm^2 , respectivamente, observaron que en la medida en que se incrementa la T_c hay una reducción del espesor de la capa sólida.

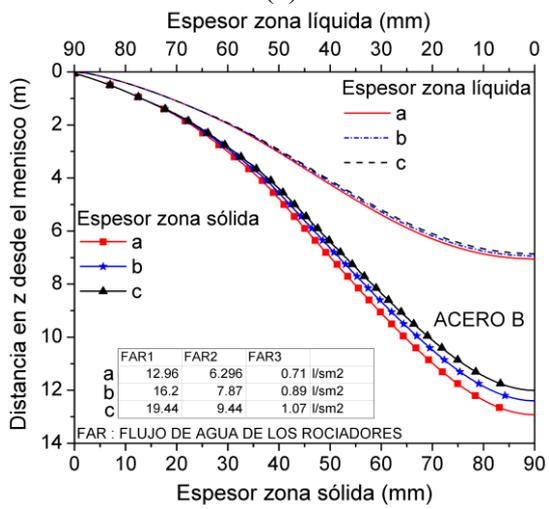
En la Fig. 2.28 en las gráficas a-c se observa el efecto del flujo de agua de los rociadores en la evolución de los espesores de las zonas líquida y sólida. En la medida en que el flujo de agua de los rociadores se incrementa el espesor de la zona sólida crece, sin embargo, el espesor de la zona líquida se mantiene en la misma posición. Semejante efecto en el espesor de la zona sólida ha sido observado por Isobe y col.^[75] y Hibbins y Brimacombe^[76]. En la Fig. 2.28 en las gráficas d-f para los aceros A, B y F se observa que el incremento del contenido de C entre 0.56-0.84, 0.368-0.55 y 0.075-0.35% C , respectivamente, disminuye el espesor de la zona sólida, lo que implica un incremento de la longitud metalúrgica en 0.75, 1.45 y 0.82 m , respectivamente.



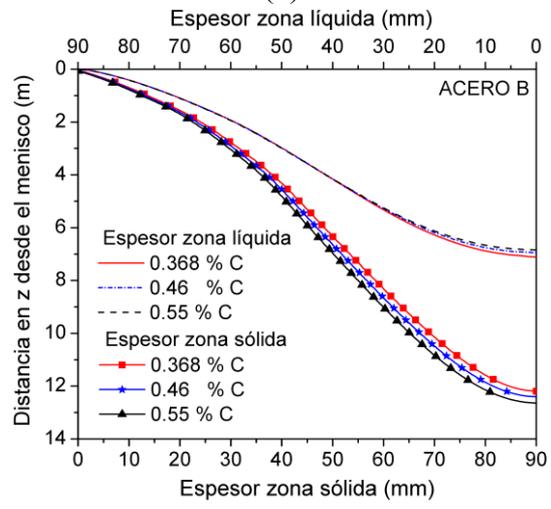
(a)



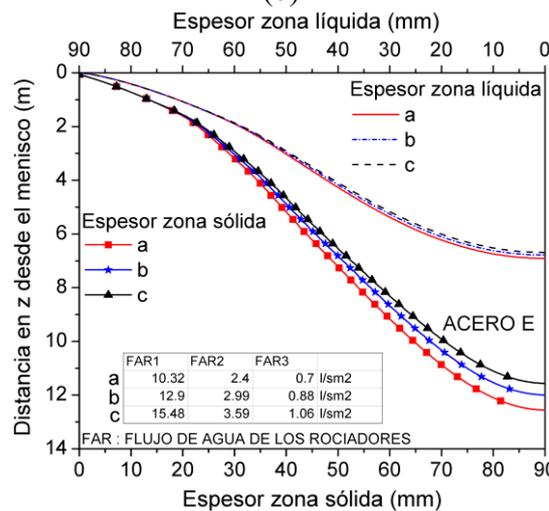
(d)



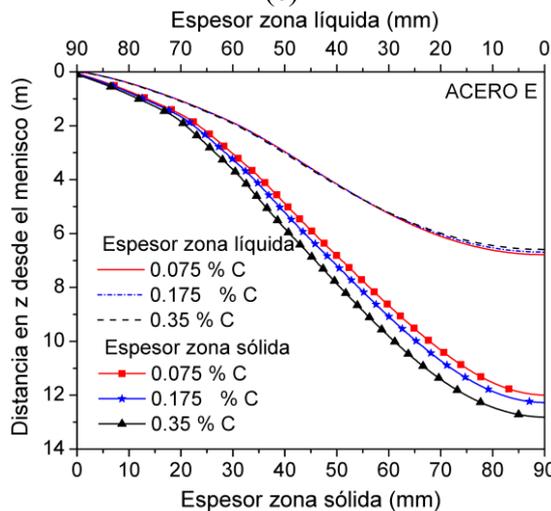
(b)



(e)



(c)



(f)

Fig. 2.28.- Efectos del flujo de agua de los rociadores y contenido de C en el espesor de las zonas sólida y líquida para los aceros A, B y E

En el proceso de colada continua, el mismo efecto fue observado por Sengupta y col. [77] para un acero de muy bajo contenido de C (0.003% C), un acero de bajo contenido de C (0.04% C) y un acero peritético (0.13 % C), donde determinan que el espesor de la capa sólida a una distancia de 30 mm desde el menisco son 1.74, 1.60 y 1.44 mm , respectivamente.

En la Tabla 2.21 se presenta el efecto de la velocidad y temperatura de colada, flujo de agua de los rociadores y el contenido de C sobre la longitud metalúrgica d_s . En la acería este parámetro indica la posición donde el material ha solidificado y es usado como criterio para realizar el corte transversal de la palanquilla.

Straffelini y col. [78], para un incremento de la v_c de 0.9 a 1.1 (m/min) obtuvieron un aumento de la longitud metalúrgica d_s igual a 4 m . Visto de otro modo, un incremento de la v_c implica menos flujo de agua de los rociadores en el contorno del material, lo que hace suponer que longitud metalúrgica d_s también debe aumentar, esto puede ser verificado en la Fig. 2.28 en las gráficas a-c y en la Tabla 2.21. Para los aceros A, B y E un incremento de la v_c , la T_c y el porcentaje de C implica que d_s crece en promedio 6, 0.7 y 1 m , respectivamente. Sin embargo, en concordancia con lo anterior, más flujo de agua a través de los rociadores implica una reducción de d_s promedio de 0.89 m . Por otro lado, en la medida en que se incrementa la v_c y la T_c , el espesor de la capa líquida crece en promedio 2.6 m y con el aumento del flujo de agua de los rociadores (FAR) y el porcentaje de C el espesor de la capa líquida disminuye en promedio 0.2 m .

	v_c	d_s	T_c	d_s	FAR	d_s	C	d_s
Acero	m/min	m	$^{\circ}C$	m		m	%	m
A	1.20	8.72	1490	10.97	a	11.73	0.56	10.93
A	1.47	11.29	1511	11.29	b	11.29	0.73	11.29
A	1.80	14.99	1530	11.57	c	10.97	0.84	11.68
B	1.30	9.04	1510	12.15	a	12.93	0.368	11.20
B	1.63	12.41	1529	12.41	b	12.41	0.46	12.41
B	1.80	14.30	1550	12.71	c	12.01	0.55	12.65
E	1.20	8.45	1530	11.45	a	12.56	0.075	12.00
E	1.55	12.00	1570	12.00	b	12.00	0.175	12.28
E	1.80	14.91	1590	12.29	c	11.57	0.35	12.82

Tabla 2.21.- Efectos de los parámetros de operación del proceso de colada continua en la longitud metalúrgica d_s

2.3. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado una herramienta computacional denominada módulo macro que resuelve con el método de elementos finitos en dos dimensiones el problema térmico del proceso de colada continua. Esta herramienta permite simular la transferencia de calor con parámetros de operación y propiedades reales del material. El interés principal de esta herramienta computacional es asentar las bases para estudiar en capítulos posteriores con una formulación macro-micro la microestructura de solidificación y la segregación en palanquillas de acero.

Las condiciones de borde en el programa son implementadas en función de los mecanismos de extracción del calor predominantes en cada zona de enfriamiento de la palanquilla. Es decir, si se tiene que llevar a cabo la simulación en la zona del molde con una función de flujo de calor impuesto ó sólo convección ó ambas, el programa permite la imposición de cualquier combinación que se desee en la frontera del material.

El coeficiente de transferencia de calor podría ser un valor constante o calculado con un modelo propuesto en bibliografía que esté en función del flujo de agua de los rociadores o sencillamente como un coeficiente que represente la extracción de calor por radiación.

El módulo macro ha sido validado satisfactoriamente con una solución analítica de la ecuación de balance de energía, aplicado a una barra finita unidimensional y adiabática, con un flujo de calor constante impuesto en el contorno. Además, ha sido validado con dos aplicaciones industriales presentadas en bibliografía. Por un lado, con una palanquilla de acero de dimensiones $150 \times 150 \text{ mm}^2$, donde en cada una de las zonas de enfriamiento (molde, rociadores y radiación) se ha implementado un valor constante del coeficiente de transferencia de calor. Y por otro lado, con una palanquilla de acero de dimensiones $140 \times 140 \text{ mm}^2$, donde se han implementado diferentes modelos de extracción del calor. De este modo, en la zona del molde se ha impuesto una función de flujo de calor, en la zona de rociadores el coeficiente pelicular ha sido calculado en función del flujo de agua y en la zona libre se ha implementado el modelo clásico de radiación de Stefan Boltzmann. Además, las temperaturas que enmarcan la solidificación han sido calculadas en función de la composición química del material.

En ambos casos la evolución de la temperatura en el NLM se termina de ajustar con los resultados presentados en bibliografía.

Se ha estudiado el problema de transferencia de calor en una palanquilla de acero de dimensiones $180 \times 180 \text{ mm}^2$. Se han mantenido constantes la composición química y las condiciones de operación tales como la temperatura de colada, la velocidad de colada, la temperatura del agua de los rociadores y la temperatura del medio ambiente. Y se han variado las condiciones de enfriamiento de la palanquilla. La mayor diferencia en la evolución de la temperatura se observa en la zona de los rociadores para los NLM y NLE. No obstante, no son notables las diferencias en la zona de radiación.

Manteniendo constantes las condiciones de operación se ha estudiado la transferencia de calor en dos aceros con diferente composición química ($0.07\%C$ y $0.8\%C$). Entonces, en el comienzo del proceso la evolución de la temperatura del acero B1 está por debajo de la evolución de las temperaturas del acero A1. En orden consecutivo, para los NMR, O, NLM y NLE, debido a que la composición química influye en las temperaturas liquidus y solidus, y en las propiedades de cada material. Se observa en la simulación que en la medida en que avanza el tiempo, la temperatura del acero B1 es mayor que la del acero A1.

Esta herramienta ha sido aplicada a seis palanquillas de acero (A-F). Donde, se ha implementado en el módulo macro las condiciones reales de operación, la composición química de cada acero y los modelos adecuados para cada zona de enfriamiento. Se ha obtenido la evolución del campo de temperaturas y los espesores de las zonas líquida y sólida, las velocidades de enfriamiento y el gradiente térmico.

En un cuarto de palanquilla de los aceros A, B y E se analizaron los efectos de la velocidad y temperatura de colada, flujo de agua de los rociadores y porcentaje de C en la evolución del campo de temperaturas, el espesor de las zonas líquida y sólida, y la longitud metalúrgica.

En la medida en que se incrementa la velocidad de colada en 0.6 (m/min) , se observa que el proceso de solidificación comienza más tarde. Asimismo, para los NLM y NLE

la temperatura se incrementa desde las cercanías del menisco hasta la zona de radiación y la longitud metalúrgica aumenta aproximadamente 6 metros.

El efecto de la temperatura de colada es menor sobre la evolución de la temperatura. En los NLM y NLE no es apreciable, sin embargo, en los nodos O y NMR la temperatura se incrementa. El incremento del flujo de agua de los rociadores genera una disminución de la temperatura en los NLM y NLE, y en una posición más cerca del nodo O, el efecto demora más tiempo en llegar.

La variación del porcentaje de C afecta sólo en la evolución de la temperatura en nodos interiores, sin embargo, el efecto sobre la longitud metalúrgica es mayor que el que produce la variación de la temperatura de colada.

La variación de la velocidad de colada ó del flujo de agua de los rociadores ó el porcentaje de C , tienen un efecto mayor en el espesor de la capa sólida con respecto del espesor de la capa líquida. Sin embargo, la variación de la temperatura de colada tiene un efecto inverso. Asimismo, un incremento del flujo de agua de los rociadores produce una disminución de la longitud metalúrgica, a diferencia de todos los otros parámetros en estudio.

CAPÍTULO 3. MÓDULO MICRO

En este capítulo se realiza una revisión bibliográfica de la caracterización y simulación de los espaciados dendríticos primarios y secundarios, λ_1 y λ_2 , respectivamente, y se describen algunos modelos matemáticos que han sido propuestos en bibliografía. Además, son explicados el procedimiento experimental para la medición de las ramas dendríticas y una técnica de ajuste lineal de los parámetros característicos de los modelos matemáticos de λ_1 y λ_2 . También se valida el módulo micro en combinación de los resultados experimentales presentados en bibliografía y la simulación numérica obtenida con el módulo macro del presente estudio. Asimismo, se realiza una comparación numérica-experimental de los espaciados dendríticos ya que se estudia experimental y numéricamente la distribución de los espaciados dendríticos para seis aceros industriales. Y por último, se estudia en tres aceros los efectos que producen diferentes parámetros de operación sobre los espaciados dendríticos.

3.1. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

La colada continua tiene evidentes ventajas respecto del proceso de colada en lingotera. Sin embargo, para que las propiedades de los productos manufacturados mantengan su calidad y mejoren, es necesario definir condiciones óptimas de producción en función de la microestructura de solidificación. En condiciones industriales, las aleaciones metálicas solidifican en intercaras dendríticas y después de la solidificación la segregación tiene un fuerte efecto sobre las propiedades mecánicas finales del producto. Por esta razón, los estudios numérico y experimental de los espaciados dendríticos son la base para el aseguramiento de la calidad de los productos derivados del proceso de colada continua.

En palanquillas de acero, la morfología dendrítica tiene un fuerte efecto sobre las propiedades del producto semi-acabado y depende, además de la composición química, de la cantidad de extracción de calor durante todo el proceso de solidificación. La microestructura, después de la solidificación en un metal puro o una aleación, puede ser dividida en dos grupos: cristales primarios de fase única y estructuras polifásicas. Los cristales primarios de tipo árbol son denominados dendritas y según su configuración

pueden ser de tipo columnar y/o equiaxial. En ambos, la caracterización del material queda determinada por la medición de los espaciados dendríticos primarios y secundarios. Varios estudios de interés relacionados con la determinación y caracterización de los espaciados entre células primarias y secundarias se describen a continuación:

Imagumbai^[79], estudia la relación entre los espaciados dendríticos primarios λ_1 y secundarios λ_2 en aceros, y demuestra con datos experimentales que: $\lambda_1 = 2.0\lambda_2$. Asimismo, para una familia de aceros de similar composición química, Cicutti y Boeri^[80], determinan que los espaciados dendríticos primarios y secundarios tienen la siguiente relación: $\lambda_1 = 2.6\lambda_2$, la que comparan con datos experimentales de la bibliografía, demostrando una buena aproximación.

Volkova y col.^[15], analizan la microestructura de solidificación y la pureza del acero para un proceso de solidificación inversa. El material en estudio es la capa que se adhiere durante la inmersión de una barra de cobre fría en un baño de acero. Además, observan la relación entre parámetros de solidificación con λ_2 y con el tamaño de las inclusiones. Concluyen para un acero de bajo contenido de carbono, que en la superficie interior que está en contacto con la barra de cobre λ_2 mide entre 2 a 4 μm y en las cercanías de la superficie exterior de la capa adherida a la barra de cobre miden aproximadamente 12 μm . También para aceros de bajo y alto contenido de carbono calibran parámetros de solidificación con un ajuste lineal para describir λ_2 en función de la posición.

Ares y Col^[81], basados en modelos de espaciados dendríticos y expresiones analíticas que describen la posición de las isothermas solidus y liquidus, durante la solidificación unidireccional y en resultados experimentales de micro-dureza de las probetas solidificadas, obtuvieron, para aleaciones Zn-Al, expresiones que permiten correlacionar la micro-dureza con el espaciado dendrítico y con las variables de solidificación. Observaron que en la medida en que aumenta el contenido de soluto en las aleaciones la estructura dendrítica es más fina.

Üstün y col.^[82] obtienen experimentalmente λ_1 y λ_2 en una aleación de succinonitrilo con un 3.6 % en peso de acetona (este material tiene bajo punto de fusión y con él se puede crear un sistema orgánico transparente a la luz que permite observar en un microscopio óptico el crecimiento dendrítico) y comparan los resultados experimentales con modelos reportados en bibliografía^[19,22-23,83-84]. Concluyeron que con estos modelos existen discrepancias en el cálculo de λ_1 y λ_2 para una velocidad constante de solidificación R y diferentes gradientes térmicos G y viceversa. Sin embargo, con los mismos modelos obtuvieron buenas aproximaciones utilizando parámetros calculados a partir de resultados experimentales.

De igual manera, Marasli y col.^[13], investigan experimentalmente, para la solidificación direccional, el efecto del gradiente de temperatura G y la velocidad de solidificación R sobre los parámetros microestructurales en una aleación de succinonitrilo con un 7.5% en peso de tetrabromuro de C . Concluyen que los parámetros ajustados con regresión lineal para λ_1 son muy similares a los reportados en bibliografía^[22-23,83] y sin embargo, para λ_2 son ligeramente más bajos.

Rappaz^[16] estudia los modelos que describen la formación de microestructura de solidificación (nucleación y crecimiento dendrítico) e introduce los conceptos básicos de los fenómenos macro y microscópicos que tienen relación con el proceso de solidificación. Después, Battle^[17] asocia al término “modelación macro-micro” a aquella plataforma para resolver de manera simultánea dos problemas de diferentes escalas dimensionales. Para las escalas macro y microscópica los modelos utilizados son habitualmente los de transferencia de calor y de microestructura de solidificación, respectivamente. Es decir, en el proceso de solidificación una formulación macro-micro podría ser aplicada para la predicción de los espaciados dendríticos, de la cantidad de segregación y del tamaño de grano.

En este sentido, Muojekwu y col.^[18] con una plataforma macro-micro estudian en un molde, el problema transitorio de la transferencia de calor durante el proceso de solidificación. Los autores determinan para una aleación de $Al-Si$ en la parte macro, el campo de temperaturas, el espesor de la capa solidificada, el tiempo local de solidificación y la velocidad de enfriamiento. Y en la parte micro, simulan en una

dimensión los espaciados dendríticos secundarios λ_2 que contrastan con resultados experimentales.

Cabrera y col.^[4] desarrollan un estudio macro-micro, numérico-experimental, en el cual, a través del método de diferencias finitas, resuelven el problema transitorio de transferencia de calor en dos dimensiones. Por otro lado, mediante regresión por mínimos cuadrados, obtienen un modelo unificador para calcular λ_1 y λ_2 en función de la composición química del material y parámetros del proceso de colada continua. Las ecuaciones utilizadas para determinar los espaciados dendríticos primarios y secundarios son semi-empíricas y son derivadas de la teoría de solidificación unidireccional propuesta por Kurz y Fisher^[23] y Feurer y Wunderlin^[24], respectivamente. En un cuarto de palanquilla comprueban simetría diagonal en la medición experimental de λ_1 y λ_2 y además, demuestran que hacia el centro de la palanquilla ambos espaciados se incrementan.

Osório y col.^[20] en aleaciones de *Zn-Al* analizan la influencia que tiene la transferencia de calor en la microestructura de solidificación y su relación con las propiedades mecánicas. En base a mediciones experimentales de la temperatura y de los espaciados dendríticos secundarios, describen con el método de diferencias finitas la transferencia de calor unidimensional y proponen ecuaciones que correlacionan el espaciado dendrítico secundario con el tiempo local de solidificación, la velocidad de crecimiento, con la resistencia última a la tracción y resistencia a la fluencia. Concluyeron que la ecuación exponencial que relaciona los espaciados dendríticos secundarios con el tiempo de local de solidificación describe adecuadamente los datos observados experimentalmente. Encontraron en la relación entre los espaciados dendríticos secundarios y la velocidad de crecimiento un factor de calibración igual a 4.4 que está dentro del rango propuesto por Bouchard and Kirkaldy^[19]. Y por último, observaron un buen ajuste lineal entre los espaciados dendríticos secundarios y la resistencia última a la tracción y a la fluencia.

Louhenkilpi y col.^[72] en el proceso de colada continua para aceros desarrollan tres módulos: (a) de transferencia de calor, (b) de solidificación y (c) de microestructura. En el módulo (b), utilizaron un esquema contra corriente para el término convectivo. Con el resultado de los módulos (a) y (b) acoplados calcularon, a través del módulo

metalúrgico, el tamaño de grano de la austenita y el espaciado dendrítico secundario. En un planchón de $210 \times 1275 \text{ mm}^2$ obtuvieron una predicción precisa del tamaño de grano, el espaciado dendrítico secundario y la dureza Vickers.

Karlinski y col.^[21] para el proceso de colada continua en palanquillas de acero de dimensiones $150 \times 150 \text{ mm}^2$, realizan un estudio numérico y experimental de la transferencia de calor y la microestructura de solidificación. En la parte numérica utilizan los programas TEMPSIMU e IDS, respectivamente, desarrollados en la Universidad Tecnológica de Helsinki de Finlandia en el laboratorio de metalurgia. Además, con regresión obtienen ecuaciones para determinar los espaciados dendríticos primarios y secundarios en aceros con multicomponentes, en función de la velocidad de enfriamiento y la composición química del acero, ambas ecuaciones las optimizan con mediciones experimentales de la bibliografía. También, estudian el efecto de la composición química del C , la velocidad de colada, el flujo de agua de los rociadores y el sobrecalentamiento en el comportamiento del tamaño de grano, la evolución de los espaciados dendríticos primarios λ_1 y secundarios λ_2 , y su cociente. Concluyen que los modelos predicen con bastante precisión los espaciados dendríticos y el tamaño de grano austenítico. Como el efecto del porcentaje de C sobre los espaciados dendríticos es notable, sugieren que el desarrollo de modelos se haga por separado para bajos y altos porcentajes de C .

Xia y col.^[85] para un acero ($38MnVS$) desarrollan un estudio macro-micro, donde realizan una comparación numérica experimental de λ_2 . También, analizan los efectos de la velocidad de colada, el sobrecalentamiento de la colada y la composición química sobre λ_2 . Además, determinan el efecto de λ_2 sobre la permeabilidad (capacidad de un material para que un fluido lo atravesara sin alterar su estructura interna) y por último, estudian la relación entre λ_2 y la segregación del C . Obtuvieron un buen acuerdo entre los resultados experimentales y los simulados de λ_2 . También, observaron que en la medida en que la velocidad de colada, la temperatura de colada, los contenidos de C y Si se incrementan, también lo hace λ_2 . Sin embargo, para el Mn y S sucede lo contrario.

En esta Tesis, el estudio numérico de los espaciados dendríticos primarios y secundarios, λ_1 y λ_2 , respectivamente, se realiza con un programa desarrollado en FORTRAN denominado "módulo micro", el cual con parámetros macro,

microestructurales y la información numérica del módulo macro, calcula la distribución de los espaciados dendríticos en palanquillas de acero industrial. De este modo, con el fin de desarrollar los objetivos ya planteados, en este apartado se estudia lo siguiente: 1) a través del módulo micro se obtiene la distribución de los espaciados dendríticos λ_1 y λ_2 de una palanquilla de acero, 2) con datos empíricos de los espaciados dendríticos λ_1 y λ_2 medidos en una palanquilla de acero proporcionada por la acería Global Steel Wire S.A. se valida el módulo micro y por último, 3) en seis palanquillas de acero industrial se caracterizan los espaciados dendríticos λ_1 y λ_2 , se ajustan los parámetros de modelos semi-empíricos de espaciados dendríticos λ_1 y λ_2 , y se obtiene una simulación de éstos. 4) Y por último, en tres aceros se analizan los efectos que tienen parámetros de operación sobre λ_1 y λ_2 .

3.2. SOLIDIFICACIÓN

Solidificación y fusión son transformaciones entre dos estados, sólido y líquido, cristalino y no cristalino, de un metal o una aleación. Estas transformaciones son básicas para ciertas aplicaciones tecnológicas, tales como moldeo y colada continua. En la Fig. 3.1 se presenta un diagrama binario de fases. En el diagrama binario de fases se observan dos líneas de equilibrio, la línea liquidus $a - h$ y la línea solidus $a - c - h$. Entre estas dos líneas de equilibrio sucede el proceso de transformación líquido-sólido para una gama de concentraciones. Para una concentración prescrita C_0 el proceso de solidificación comienza en el punto g y finaliza en el punto d . La solidificación comienza a una temperatura liquidus T_l y finaliza a una temperatura solidus T_s .

En la Fig. 3.2 se tiene un diagrama de fases binario Fe-C dentro de la zona hipoeutectoide, la zona mostrada se denomina la región δ . En el proceso de solidificación, a una temperatura de 1493°C, en el punto d para una concentración definida se produce la transformación peritética (reacción invariante), donde la totalidad de Fe δ +líquido se transforma en austenita. El tramo c-d-e es la línea de la reacción peritética, sin embargo, con excepción del punto d en esta línea se produce algo de reacción peritética, esto puede ser estudiado en más detalles en bibliografía^[86].

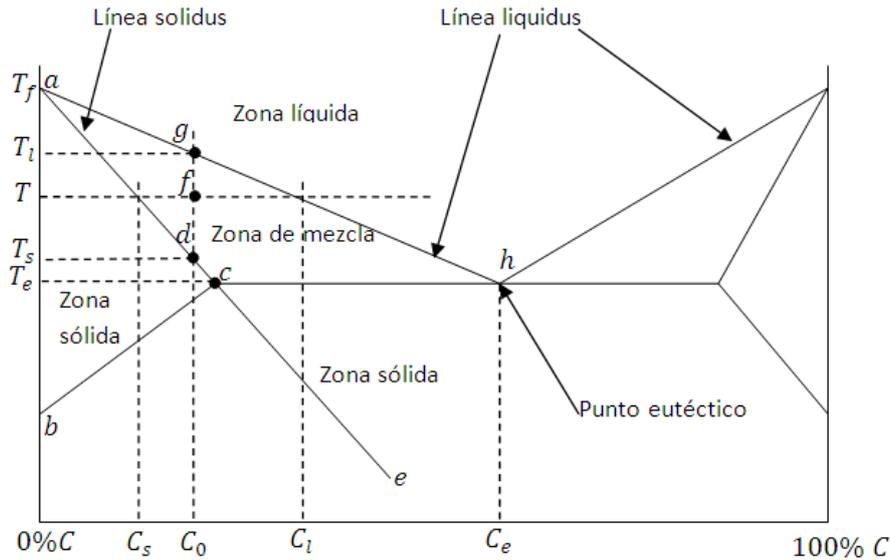


Fig. 3.1.- Diagrama de fases de una aleación binaria eutéctica

De la Tabla 2.15 en la Fig. 3.2 sólo se muestran los aceros A, B y E por ser representativos de cada familia de aceros. Asumiendo un proceso de solidificación muy lento, se observa que los aceros E y B cruzan cerca de los puntos c y e, respectivamente, alcanzando a tener la reacción peritética. Y por último, el acero A solidifica directamente en austenita, es decir, durante el proceso de solidificación no existe reacción peritética. Tal y como se observa en el diagrama de fases, la solidificación en el rango de transformación peritética requiere un análisis especial. Sin embargo, en este estudio los límites de la solidificación se simplifican mediante el uso de modelos propuestos en bibliografía^[68].

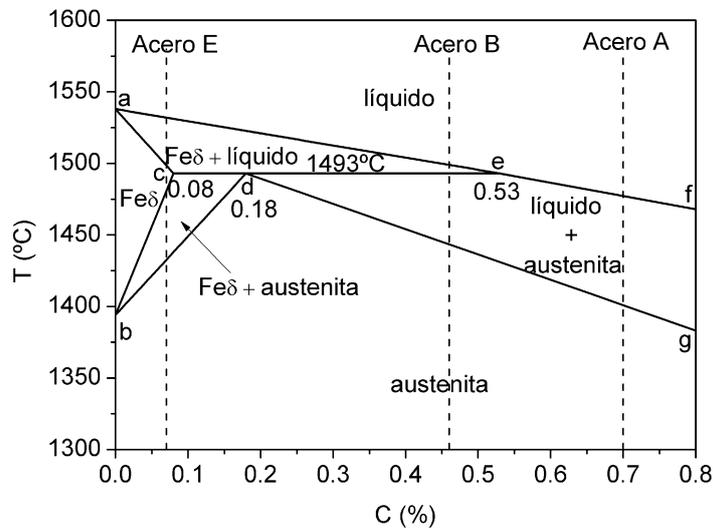


Fig. 3.2.- Diagrama de fases de una aleación binaria hipoeutectoide

3.2.1- Nucleación y crecimiento en procesos de solidificación

Durante la solidificación el arreglo atómico cambia de un orden de corto a largo alcance, es decir, a una estructura cristalina. La solidificación requiere de dos pasos: nucleación y crecimiento. La nucleación se puede analizar desde el punto de vista de la variación de la energía libre total ΔG , ver Fig. 3.3.

En el proceso de solidificación, cuando se forma un volumen sólido, se crea una interfase entre éste y el resto del líquido. Al volumen del sólido y a la interfase se les asocia una energía libre de volumen ΔG_V y una energía libre de superficie σ_s , respectivamente. La variación de la energía ΔG_V tiene relación con el calor latente de fusión L , la variación de temperaturas ΔT y la temperatura de fusión T_f . De este modo, la variación de la energía libre total ΔG se define con la Ec. 3.1^[87].

$$\Delta G = -V_S \Delta G_V + A_{SL} \sigma_s \quad \text{Ec. 3.1}$$

Donde V_S y A_{SL} , son el volumen del sólido y el área de la superficie entre el sólido y el líquido. El volumen del sólido puede ser considerado una esfera y la superficie como su derivada. En la Fig. 3.3.a, se observa la evolución de ΔG en función de la variación de las energías libres de superficie y de volumen. Para un crecimiento adicional del sólido se tienen dos situaciones. Si la ΔG aumenta el sólido será un embrión, sin embargo, si la ΔG disminuye el sólido es más estable y se transforma en un núcleo. Por lo tanto, el límite entre embrión y núcleo queda determinado por el radio crítico r^* .

Las condiciones necesarias para el inicio de la solidificación son más críticas que aquellas que permiten continuar el proceso, sólo se producen para un subenfriamiento ΔT capaz de generar un sólido con un radio crítico r^* , ver Fig. 3.3.a.

Frente a la interfase sólido-líquido, la nucleación es homogénea si el líquido se enfría lo suficiente por debajo de la temperatura de solidificación y el calor latente es liberado desde la interfase al líquido subenfriado^[87]. Además, con una energía libre igual a ΔG_{hom}^* , el subenfriamiento debe ser suficiente para causar la formación de un embrión con radio crítico r_{hom}^* , para después transformarse en un núcleo estable, ver Fig. 3.3.b.

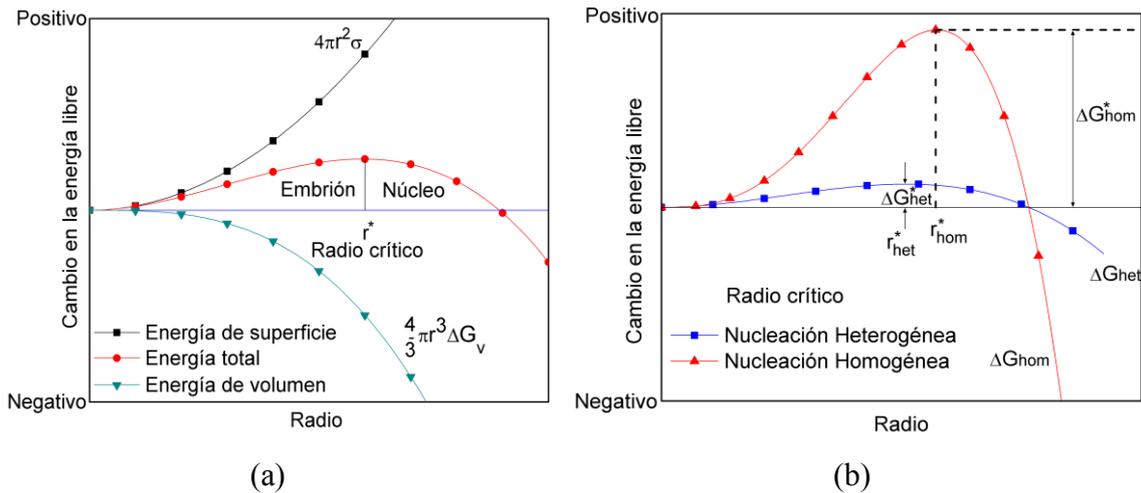


Fig. 3.3.- Esquema de (a) las energías total, de superficie y de volumen en el proceso de nucleación y (b) las energías libres para la nucleación homogénea y heterogénea

Sin embargo, la nucleación es heterogénea cuando la formación de un sólido es sobre una impureza o una superficie de otro material^[87]. Esto implica que la nueva fase puede alcanzar el radio crítico con un volumen más pequeño si la nucleación se desarrolla en una intercara existente en el sistema. Entonces, al reducirse el volumen crítico la nueva fase tiene más posibilidades de crecer que de redisolverse. En consecuencia, el subenfriamiento necesario para la nucleación es mucho menor y la energía total para la formación de un núcleo estable es ΔG_{het}^* y el radio crítico es igual a r_{het}^* , ver Fig. 3.3.b.

De otro modo, los modelos de nucleación se pueden dividir en modelos de nucleación instantánea y modelos de nucleación continua. Un modelo de nucleación instantánea^[89] asume saturación de los sitios (Fig. 3.4.a), lo que significa que todos los núcleos son generados a una temperatura de nucleación T_N , donde instantáneamente los núcleos llegan al valor de saturación N_s . Sin embargo, un modelo de nucleación continua^[90-93] asume una dependencia continua de N con la temperatura T (Fig. 3.4.b). Esto quiere decir que los núcleos evolucionan hasta llegar a un valor de saturación de núcleos N_s . Algunas relaciones matemáticas que se definen como la variación de la nucleación $\partial N/\partial t$, pueden estar en función de los subenfriamientos ΔT o de la velocidad de enfriamiento \dot{T} .

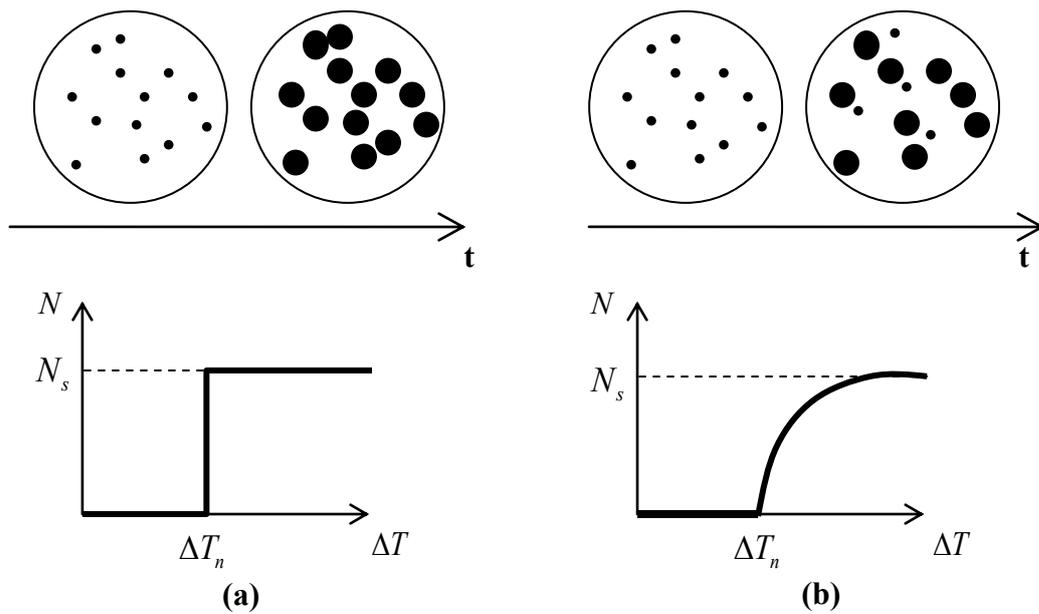


Fig. 3.4.- (a) Nucleación instantánea y (b) Nucleación continua. Imagen adaptada de Stefanescu^[88]

En la solidificación de aleaciones, la teoría de estabilidad define las condiciones bajo la cual una interfase plana sólido-líquido puede pasar de estable a inestable teniendo en cuenta el criterio de subenfriamiento constitucional. Este criterio controla la estabilidad de la intercara líquido sólido en función de factores como la cantidad total de elementos aleantes o impurezas en el líquido, por la velocidad local de crecimiento cristalino y por el gradiente térmico en el líquido. El subenfriamiento constitucional es la condición necesaria para la formación de protuberancias estables en una intercara plana. Éste se ve favorecido por las relativas altas velocidades de crecimiento, altos contenidos de soluto y baja difusividad del soluto en el líquido.

Asimismo, el crecimiento de un núcleo queda sujeto al criterio del subenfriamiento constitucional. Éste es planar cuando un líquido bien inoculado se enfría en equilibrio, la temperatura del líquido es mayor que la temperatura de solidificación y la temperatura del sólido está en o por debajo de esa temperatura. En consecuencia, el calor latente de fusión es eliminado por conducción desde la interfase sólido-líquido, a través del sólido y hacia los alrededores.

También, en la solidificación en estado estacionario en la interfase plana, la variación de la concentración del soluto en el frente de solidificación, produce una variación de la

temperatura liquidus. Si el gradiente de temperaturas es menor que el gradiente crítico, el líquido en el frente de solidificación estará por debajo de su temperatura de solidificación de equilibrio, es decir, el líquido estará subenfriado.

Si el gradiente de temperatura frente a una intercara inicialmente plana se reduce gradualmente por debajo del valor crítico, la primera etapa de la rotura de la intercara es la formación de una estructura celular. El crecimiento celular surge con un gradiente de soluto originado por la distribución en equilibrio de átomos de soluto y de solvente, y en consecuencia, un bajo subenfriamiento constitucional.

En el proceso de solidificación direccional mientras la interfase líquido-sólido en estado estable se desplaza en la dirección del flujo de calor (ver Fig. 3.5.a), comienza el crecimiento de una columna primaria, donde la forma de la extremidad puede ser plana, parabólica^[22,94] o elíptica^[23], (ver Fig. 3.5.b).

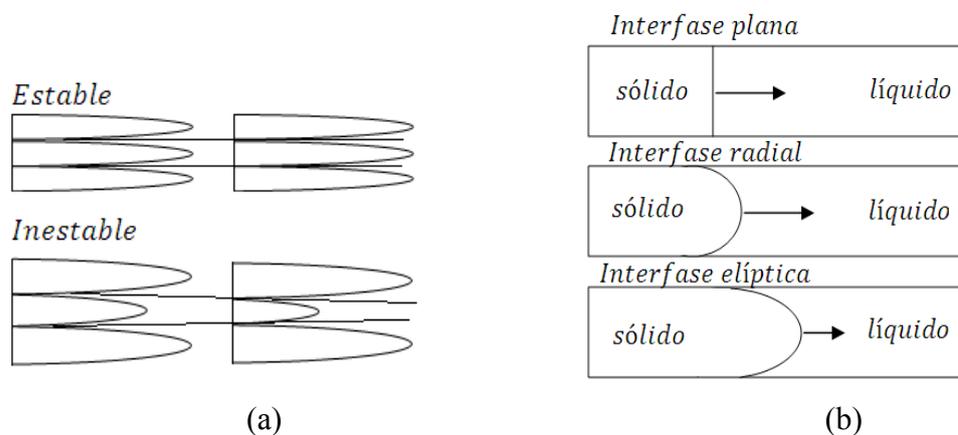


Fig. 3.5.- Solidificación direccional: (a) crecimiento dendrítico estable e inestable y (b) tipos de interfases dendríticas

Sin embargo, un incremento de la velocidad de crecimiento, puede implicar una desviación del crecimiento hacia direcciones cristalográficas preferenciales dando origen a una configuración dendrítica. Una protuberancia sólida pequeña, llamada dendrita se forma y crea la interfase dendrítica.

Los modelos que describen el crecimiento dendrítico se pueden clasificar como:

- Modelos de geometría simple, que utilizan modelos de cinética de extremidades y soluciones del campo térmico y de soluto para describir el crecimiento en una geometría simple
- Modelos de geometría compleja, que intentan describir la cinética de crecimiento de dendritas de geometría compleja tomando en cuenta el campo térmico, el campo de soluto y la capilaridad.

Para el crecimiento equiaxial dendrítico y eutéctico, la velocidad de crecimiento es calculada como función del subenfriamiento volumétrico ($v = \mu\Delta T^2$), donde μ es un parámetro de crecimiento de grano y ΔT es el subenfriamiento. Se utilizan varios tipos de coeficientes de crecimiento μ , dependiendo del tipo de grano equiaxial y de sus condiciones^[89].

En la Fig. 3.6 se muestra de manera esquemática los efectos de la velocidad de enfriamiento y la química del material sobre el crecimiento dendrítico. En la Fig. 3.6.a en la gráfica del lado izquierdo, en el eje de las abscisas se tienen las temperaturas liquidus y solidus, T_l y T_s , respectivamente. En ambas gráficas, se deduce que la composición química del material es la misma, debido a que T_l y T_s son constantes. Sin embargo, la pendiente de la curva del gradiente térmico G_2 es mayor que G_1 , implicando que el valor de la velocidad de enfriamiento \dot{T} también lo es y que el ancho de la zona pastosa w_1 es menor que w_2 . Este fenómeno influye directamente en la cantidad de soluto rechazado hacia la zona líquida por lo que tiene una directa influencia en el tamaño de las dendritas. Se observa que las dendritas son más grandes en la grafica del lado izquierdo.

En la Fig. 3.6.b se observa el efecto de la composición química del material sobre el crecimiento dendrítico. Por ejemplo, si el material fuera un acero, para un valor constante del gradiente térmico G_1 , en la medida que la cantidad de C disminuye, se observa que la diferencia de las temperaturas liquidus y solidus, y el ancho de la zona pastosa w también lo hacen. Afectando, en la distribución del soluto rechazado y por ende en la configuración dendrítica.

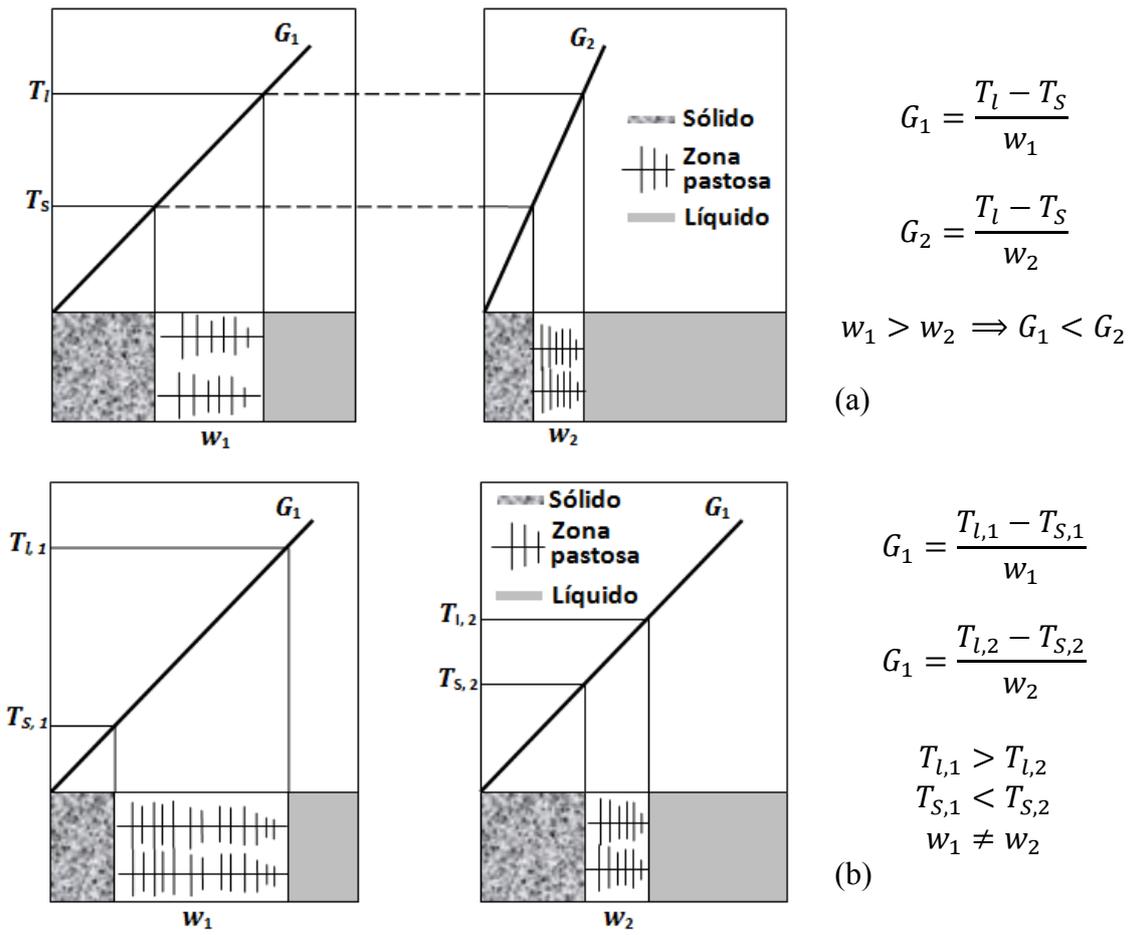


Fig. 3.6.- Efectos de la (a) velocidad de enfriamiento y la (b) química del acero sobre el crecimiento dendrítico

Otro aspecto que tiene relación con el crecimiento dendrítico son los espaciados entre ramas dendríticas. En esta Tesis, se dará énfasis al estudio de los espaciados dendríticos, ya que permiten determinar la microestructura de solidificación. Así como también, serán la base para el estudio de la cantidad de segregación en palanquillas de acero industrial.

3.3. ESPACIADOS DENDRÍTICOS EN EL PROCESO DE COLADA CONTINUA

3.3.1. Espaciados dendríticos primarios

En el proceso de solidificación si el gradiente de temperatura frente a una intercara plana se reduce por debajo de un valor crítico, se comienza a formar una estructura celular. Esta protuberancia provoca el movimiento de soluto hacia los lados de dicha

protuberancia, donde se apila, dando lugar a una concentración mayor. Para mantener el equilibrio, las zonas adyacentes a la protuberancia deben desplazarse a zonas de menor temperatura, lo cual origina, la formación de nuevas protuberancias. Estas protuberancias, pueden desarrollarse en brazos largos o células que crecen paralelamente a la dirección del flujo de calor. Estas estructuras son estables para un cierto intervalo de gradientes de temperatura y cuando éstos disminuyen, los brazos primarios desarrollan brazos secundarios, es decir, existe un cambio de morfología de célula a dendrita.

El proceso de solidificación es columnar si el flujo de calor avanza en dirección contraria del crecimiento dendrítico permitiendo la formación de núcleos sobre el frente de solidificación. En cambio, si el crecimiento tiene lugar a partir de un núcleo que se forma en el líquido, el crecimiento es equiaxial, por lo tanto, las dendritas crecerán libre y rápidamente en forma radial hasta constituir una red continua a través del sólido. El espaciado entre brazos primarios λ_1 , para una configuración (a) direccional, es la distancia entre columnas de la dendrita y (b) equiaxial, es el diámetro de la configuración dendrítica. Cuando la dendrita crece de manera direccional, el espaciado dendrítico primario λ_1 se mide tal como lo muestra la Fig. 3.7 y se calcula como el promedio de la distancia perpendicular entre ramas.

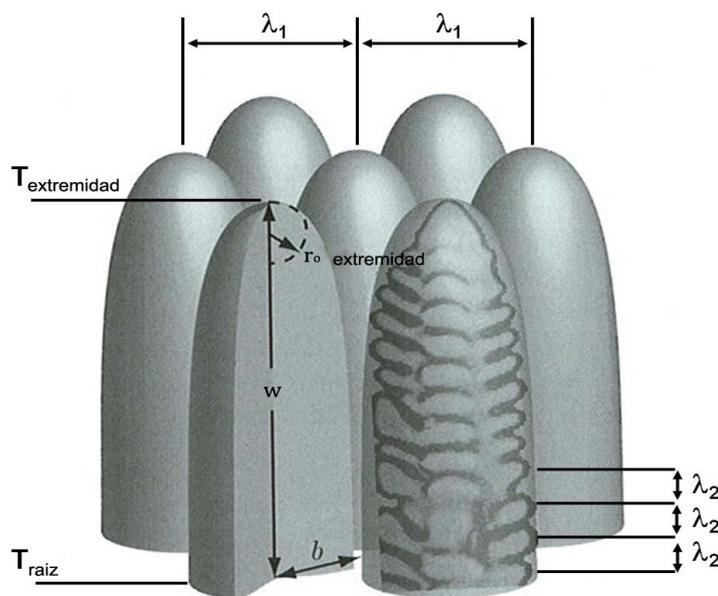


Fig. 3.7.- Espaciados dendríticos primarios y secundarios en la zona pastosa y radio de la extremidad de una dendrita. Imagen adaptada de Vanovsek y col. [95]

En esta figura, se observa un arreglo dendrítico primario y secundario en tres dimensiones, que se forma durante el proceso de solidificación direccional. La caracterización del espaciado dendrítico primario λ_1 *experimental* se obtiene con la Ec. 3.2 como el promedio de la longitud $\bar{\lambda}_1$ entre ramas primarias o columnares.

$$\lambda_{1 \text{ experimental}} = \bar{\lambda}_1 = \frac{\sum \lambda_1}{n} \quad \text{Ec. 3.2}$$

De la Ec. 3.2, el término $\sum \lambda_1$ es la sumatoria de las n mediciones experimentales de λ_1 .

Por otro lado, varios autores, Hunt^[22], Kurz y Fisher^[23], Trivedi^[83], Okamoto y Kishitake^[96], Hunt y Lu^[84], Cicutti y col.^[11], Bouchard Kirkaldy^[19], Ma y Sahn^[12] y Cabrera y col.^[4], en base a parámetros termo-físicos han desarrollado modelos para calcular el espaciado dendrítico primario λ_1 . Con excepción de Cicutti y col.^[11] los modelos que describen la evolución del espaciado dendrítico primario λ_1 son simplificados en un modelo general, a través de la siguiente ecuación.

$$\lambda_1 = NR^{-n}G^{-l} \quad \text{Ec. 3.3}$$

Donde N es un parámetro constante que está en función de las propiedades termo-físicas del material y n , l , son exponentes que dependen del criterio utilizado para el radio de curvatura de la dendrita. Asimismo, el espaciado dendrítico primario λ_1 es función del gradiente térmico G y de la velocidad de solidificación R . El gradiente térmico G se define como:

$$G = \frac{\Delta T}{w} = \frac{T_l - T_s}{w} \quad \text{Ec. 3.4}$$

En la Ec. 3.4, se asume que la temperatura de la extremidad de la dendrita primaria es igual a la temperatura liquidus y en la raíz de la dendrita es igual a la temperatura solidus. Además, la longitud w corresponde al ancho de la zona pastosa, el cual se mide linealmente en la dirección del avance de la dendrita primaria, entre las posiciones geométricas de las líneas liquidus y solidus. Así, con el gradiente térmico G y la velocidad de enfriamiento \dot{T} , en la Ec. 3.5 se obtiene la velocidad de solidificación R .

$$\dot{T} = GR$$

Ec. 3.5

Para diferentes aceros, varios autores proponen valores empíricos para las constantes N , n y l , ver Tabla 3.1. De este modo, con la composición química de la aleación y la Ec. 3.3, se puede determinar la evolución de los espaciados dendríticos primarios λ_1 .

Composición química (% en peso) de aceros	N	n	l	Referencia
0.59C	3960	0.26	0.72	[97]
1.48C	4760	0.24	0.72	[97]
0.4C, 1Cr, 0.23Mo	1467	0.20	0.40	[98]
0.64C, Mn	1242	0.19	0.39	[99]
0.63C, 10Mn, 15Ni	1274	0.17	0.36	[99]
0.68C, 28Cr	1379	0.25	0.31	[99]
0.03C, 18Ni, 12Co	2210	0.37	0.43	[99]
0.5-0.6C, 0.57Mn	1750	0.14	0.50	[79]
0.09-0.14C	1371	0.23	0.39	[100]
0.1C, 0.4Mn, 0.08Si, 0.012P, 0.009S	2000	0.25	0.50	[4]
0.08C, 1.48Mn, 0.86Si, 0.01P, 0.008S	4500	0.25	0.50	[4]
0.09C, 1.2Mn, 0.55Si, 0.011P, 0.014S	3500	0.25	0.50	[4]
0.63C, 0.67Mn, 0.21Si, 0.012P, 0.014S	13000	0.25	0.50	[4]
0.15C	2343	0.25	0.5	[80]

Tabla 3.1.- Parámetros experimentales del espaciado dendrítico primario para diferentes aceros

Por otro lado, la Ec. 3.3 tiene su origen a partir del radio de la extremidad de la dendrita primaria correspondiente al radio de curvatura r_0 , tal como lo muestran las figuras 3.6 y 3.7.a. El radio de curvatura r_0 es en función de la longitud del semi-eje menor y mayor, b y w , respectivamente, parámetros que se pueden relacionar con la ecuación de una elipse:

$$r_0 = \frac{b^2}{w} \quad \text{Ec. 3.6}$$

donde b es proporcional al espaciado dendrítico primario, el cual para un arreglo de tipo hexagonal, queda definido como:

$$b = \frac{\lambda_1}{\sqrt{3}} \quad \text{Ec. 3.7}$$

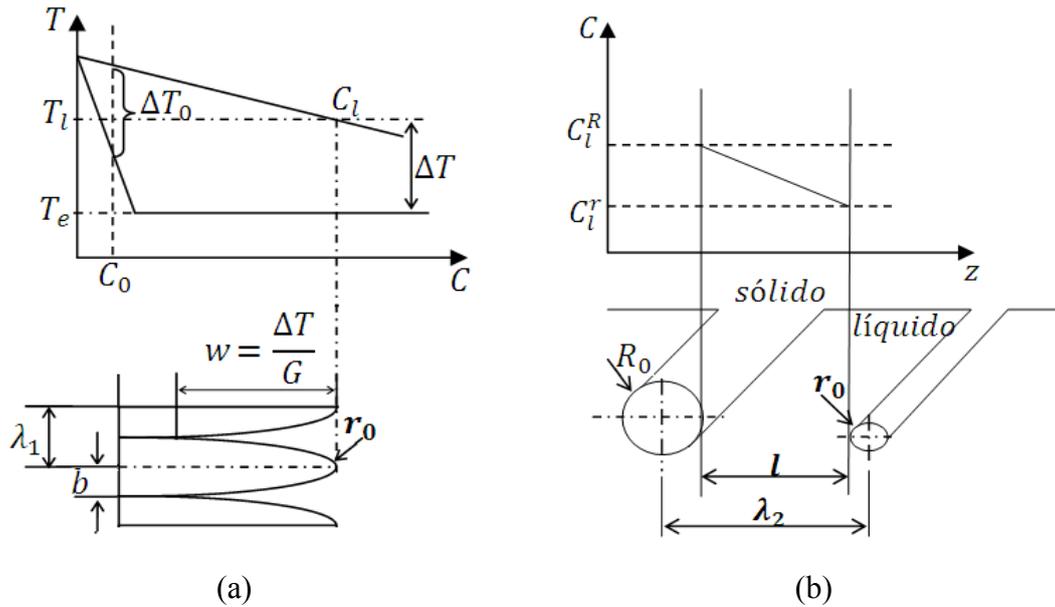


Fig. 3.8.- Relación entre parámetros geométricos y termo-físicos para la determinación de (a) λ_1 y (b) λ_2 . Imagen adaptada de Kurz y Fisher^[101]

De la misma manera, w se calcula como el cociente de la diferencia de temperaturas ΔT , entre las temperaturas de la punta y de la raíz interdendrítica, y el gradiente térmico en la zona pastosa G .

$$w = \frac{\Delta T}{G} = \frac{T_{punta} - T_{raíz}}{G} \quad \text{Ec. 3.8}$$

A continuación, reemplazando las ecuaciones 3.7 y 3.8 en la Ec. 3.6 y despejando λ_1 , se obtiene el modelo teórico genérico de Kurz y Fisher^[23], que describe el espaciado dendrítico primario.

$$\lambda_1 = \sqrt{\frac{3r\Delta T}{G}} \quad \text{Ec. 3.9}$$

A partir de la Ec. 3.6, varios autores han propuesto modelos teóricos para determinar el espaciado dendrítico primario λ_1 . Tal y como se dijo anteriormente, la gran mayoría de estos modelos se diferencian en el criterio del radio de la extremidad de la dendrita r .

De este modo, a partir de un análisis geométrico en una dendrita columnar, Hunt^[22] y más tarde, Kurz y Fisher^[23], desarrollaron un modelo para describir el espaciado dendrítico primario λ_1 para la solidificación unidireccional. Asumieron una condición de estado estable en la interfase líquido-sólido de la extremidad de la dendrita y para una composición química del líquido y la temperatura constantes en la dirección normal al crecimiento de la dendrita primaria. A continuación, se indican los modelos de Hunt^[22] y Kurz y Fisher^[23], para determinar λ_1 .

$$\lambda_1 = (64D\Gamma)^{\frac{1}{4}}(m(k-1)C_0 - kGDR^{-1})^{\frac{1}{4}}G^{-\frac{1}{2}}R^{-\frac{1}{4}} \quad \text{Ec. 3.10}$$

$$\lambda_1 = (64D\Gamma)^{\frac{1}{4}}(m(k-1)C_0)^{\frac{1}{4}}G^{-\frac{1}{2}}R^{-\frac{1}{4}} \quad \text{Ec. 3.11}$$

$$\lambda_1 = 4.3 \left(\frac{D\Gamma m(k-1)C_0}{k^2} \right)^{\frac{1}{4}} G^{-\frac{1}{2}} R^{-\frac{1}{4}} \quad \text{Ec. 3.12}$$

Si la velocidad de crecimiento de la dendrita es considerablemente más grande que la velocidad crítica ($R \gg R_c$), en que la interfase líquido-sólido comienza a ser inestable, la Ec. 3.10 se reduce a la Ec. 3.11. Estas ecuaciones son función de la velocidad de solidificación R , el gradiente de temperatura G , la composición inicial C_0 y las propiedades termo-físicas del material, entre éstas, el coeficiente de Gibbs-Thomson Γ , la difusividad de soluto D , el coeficiente de distribución k y la pendiente de la línea liquidus m .

Sin embargo, en los resultados de la Fig. 3.9, Trivedi^[94] demuestra que para velocidades bajas de crecimiento, λ_1 obtenido con los modelos de Hunt^[22] y Kurz y Fisher^[23] difieren del resultado empírico realizado para el succinonitrilo con un 5.5% en peso de acetona.

Por lo tanto, Trivedi^[83], desarrolla un modelo que predice λ_1 como función de la velocidad de crecimiento y una constante l , para la cual sugiere un valor de 6 para crecimiento dendrítico.

$$\lambda_1 = 2\sqrt{2}(D\Gamma l m(k-1)C_0)^{\frac{1}{4}}G^{-\frac{1}{2}}R^{-\frac{1}{4}} \quad \text{Ec. 3.13}$$

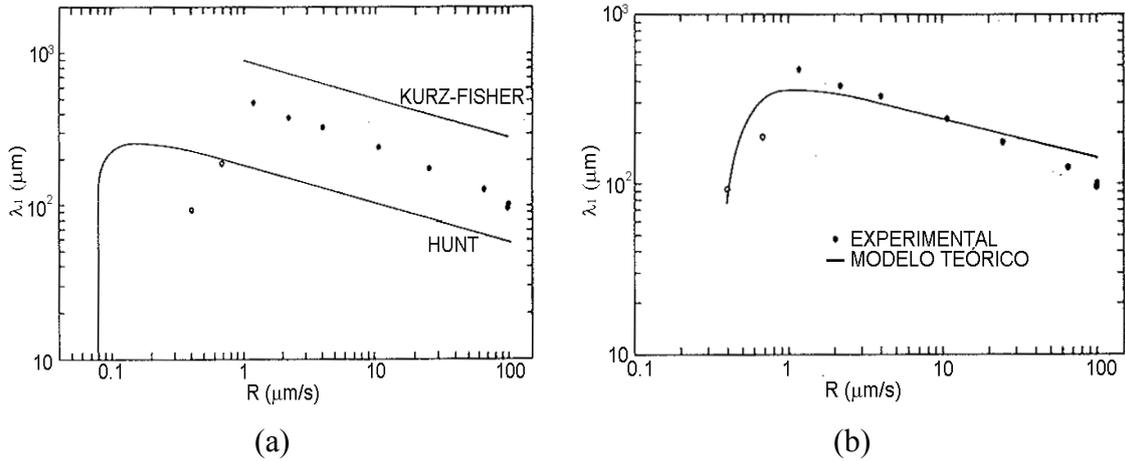


Fig. 3.9.- λ_1 experimental para el succinonitrilo de 5.5% en peso de acetona, contrastado con los modelos de (a) Hunt^[22] y Kurz y Fisher^[23], y (b) Trivedi^[83]

Okamoto y Kishitake^[96], proponen (ver Ec. 3.14) un método simplificado para correlacionar el espaciado dendrítico primario con parámetros de solidificación. Asumieron que las dendritas secundarias engrosan a medida que la solidificación avanza. En la Ec. 3.14, ε es una constante menor que la unidad y para aluminios sugieren un valor de $\varepsilon = 0.5$.

$$\lambda_1 = 2\varepsilon(-DC_0m(1-k))^{\frac{1}{2}}(GR)^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Ec. 3.14}$$

Después, Hunt y Lu^[84] desarrollan un modelo numérico de crecimiento para describir λ_1 en configuraciones de tipo celular y dendrítica. El crecimiento es celular cuando la velocidad de la interfase líquido sólido está por debajo de un límite establecido experimentalmente, de modo contrario, el crecimiento será dendrítico. Obtuvieron con la Ec. 3.15 una muy buena predicción numérica de λ_1 , excepto para un número de Peclet muy alto (el número de Peclet es un número adimensional que relaciona la velocidad del fluido con la difusividad térmica en una longitud característica). Esto significa que los mecanismos de convección dominan y por lo tanto, el modelo deja de funcionar.

$$\lambda_1 = 0.07798 \frac{\Gamma k}{\Delta T_0} R'^{(a-0.75)} (R' - G')^{0.75} G'^{-0.6028} \quad \text{Ec. 3.15}$$

$$G' = \frac{G\Gamma k}{\Delta T_0^2}; \quad R' = \frac{R\Gamma k}{D\Delta T_0}; \quad \Delta T_0 = \frac{m(k-1)c_0}{k};$$

$$\alpha = -1.131 - 0.1555 \log G' - 0.007589 (\log G')^2$$

Asimismo, Bouchard y Kirkaldy^[19] para solidificación unidimensional, para un flujo de calor estado estable e inestable estudian el efecto: (a) de la concentración de soluto, (b) de la velocidad de crecimiento de la extremidad y (c) del gradiente de temperaturas de la dendrita. Proponen un modelo que no predice λ_1 satisfactoriamente para un flujo de calor inestable, y derivan heurísticamente la forma modificada de una fórmula estado estable para determinar λ_1 , de la siguiente manera:

$$\lambda_1 = k_1 \left(\frac{16C_0^{\frac{1}{2}}G_0\varepsilon\sigma T_f D}{(1-k)mL} \right)^{\frac{1}{2}} (GR)^{-\frac{1}{2}} \quad \text{Ec. 3.16}$$

En la Ec. 3.16, T_f es la temperatura de fusión, L es el calor latente de fusión, ε es un factor de escala de la tensión superficial, σ es la energía libre de superficie líquido-sólido y k_1 es el factor de calibración dendrítico.

Por otra parte, Cicutti y col.^[7], para calcular el espaciado dendrítico primario desarrollan un modelo matemático en función de la posición del frente de solidificación x , en la sección transversal de una pieza de acero obtenida con el proceso de colada continua. Asumen las siguientes hipótesis: (a) el tamaño de la capa solidificada es muy pequeño respecto del espesor de la pieza en estudio, (b) la temperatura de la superficie es constante y (c) la distribución de temperaturas y el avance del frente de solidificación pueden ser estimados en un dominio semi-infinito. De este modo, para aceros obtuvieron una buena aproximación entre el resultado numérico y el experimental, según la siguiente expresión.

$$\lambda_1 = N(\alpha\beta)^{-n}(\alpha^2/2)^{-l}x^{n+l} \quad \text{Ec. 3.17}$$

En la Ec. 3.17, α y β son parámetros que dependen de la difusividad térmica D , del calor específico c y el calor latente de solidificación L , temperaturas de colada, fusión y superficie, T_c , T_f y T_0 , respectivamente.

Ma y Sahm^[12], (ver Ec. 3.18) desarrollan un estudio teórico para caracterizar los espaciados dendríticos primarios como función de parámetros del proceso de solidificación. Consideraron que el crecimiento dendrítico primario es la suma de la base de la dendrita primaria (diámetro del corazón de la dendrita) y el doble del largo total de la dendrita secundaria. Además, compararon la predicción del modelo con el resultado empírico obtenido para varias aleaciones y con el modelo de Hunt y Lu^[84].

$$\lambda_1 = 2\pi(kD\Gamma\Delta T_0)^{\frac{1}{4}} \left(1 - \frac{GD}{\Delta T_0 R}\right) G^{-\frac{1}{2}} R^{-\frac{1}{4}} \quad \text{Ec. 3.18}$$

Y por último, a partir del modelo de λ_1 propuesto por Kurz y Fisher^[23], en base a una metodología estadística Cabrera y col.^[4] expresan un parámetro constante como función de la composición química del acero.

$$\lambda_1 = \left(\begin{array}{l} 0.19C + 0.038Si - 2.21 \cdot 10^{-5}Mn \\ -0.984Al + 0.002Ni - 0.004Cr \end{array} \right) G^{-\frac{1}{2}} R^{-\frac{1}{4}} \quad \text{Ec. 3.19}$$

3.3.2. Espaciados dendríticos secundarios

La distancia entre ramas secundarias se conoce como espaciados dendríticos secundarios λ_2 , ver Fig. 3.7. En el proceso de solidificación, el mecanismo de transformación microestructural de las extremidades dendríticas secundarias λ_2 comienza su formación cerca de la punta de la dendrita como una protuberancia sinusoidal. En la medida en que transcurre el tiempo, el engrosamiento de los brazos dendríticos secundarios es la fusión de los más delgados y el incremento del diámetro de las extremidades más gruesas.

En la Fig. 3.10, se observa una representación esquemática en la misma escala de la configuración dendrítica en dos zonas características de un corte transversal de una palanquilla. El lado izquierdo corresponde a una zona cerca del centro y el lado derecho a una zona cercana al borde lateral.

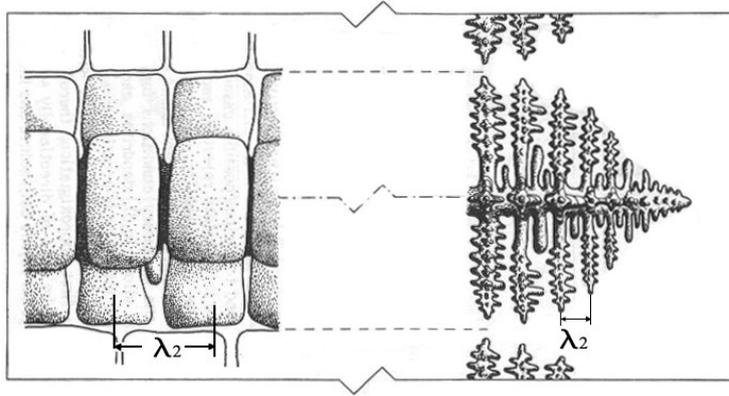


Fig. 3.10.- Lambda 2 en dos zonas características de la palanquilla. Imagen adaptada de Kurz y Fisher^[101]

En estructuras columnares y equiaxiales las ramas dendríticas que crecen a partir de los brazos dendríticos primarios son los brazos secundarios y la medición del espaciado dendrítico secundario λ_2 se realiza entre éstos, ver las figuras 3.7, 3.8.b y 3.10. El cálculo del espaciado dendrítico experimental $\lambda_{2\text{ experimental}}$ es el promedio de la longitud entre ramas secundarias.

$$\lambda_{2\text{ experimental}} = \bar{\lambda}_2 = \frac{\sum \lambda_2}{m} \quad \text{Ec. 3.20}$$

De la Ec. 3.20, el término $\sum \lambda_2$ es la sumatoria de las m mediciones experimentales de λ_2 .

Los autores, Feurer y Wunderlin^[24], Kirkwood^[102], Bouchard y Kirkaldy^[19], Trivedi y Somboonsuk^[94], El- Bealy y Thomas^[103], Cabrera y col.^[4], Won y Thomas^[32], Guo y Zhu^[104] y Trivedi y Somboonsuk^[94], han desarrollado un modelo para simular en base a parámetros termo-físicos el espaciado dendrítico secundario λ_2 y la forma general más usada puede ser expresada a través de la siguiente ecuación:

$$\lambda_2 = M t_f^{p_1} \quad \text{Ec. 3.21}$$

donde M es una constante que depende de parámetros termo-físicos, p_1 es un exponente característico de cada material y t_f se denomina el tiempo de solidificación local, que

depende de las temperaturas liquidus y solidus, T_l y T_s , respectivamente, y de la velocidad de enfriamiento \dot{T} según:

$$t_f = \frac{T_l - T_s}{\dot{T}} \quad \text{Ec. 3.22}$$

La Ec. 3.21 tiene su origen a partir de un balance de flujos de masa^[101] entre los bordes de dos dendritas secundarias de radios R_0 y r_0 , respectivamente, ver Fig. 3.8.b. Para el desarrollo del modelo de λ_2 se asume equilibrio local en cada interfase líquido-sólido, que el gradiente de concentración entre los bordes dendríticos secundarios es constante y que la difusión es unidireccional.

Entonces, el proceso de difusión es impulsado por el subenfriamiento total, que es subdividido en tres, el subenfriamiento térmico, el subenfriamiento debido al gradiente de concentración y el subenfriamiento de la curvatura de la extremidad^[101,105]. En un tiempo t la concentración del líquido sobre la interfase líquido sólido de cada rama secundaria se asume diferente, $C_l^{R_0}$ y $C_l^{r_0}$, y el brazo más delgado debería tener menor concentración de soluto. A partir de un balance de los subenfriamientos se obtienen las siguientes ecuaciones.

$$T_l = T_f + mC_l^{R_0} - \frac{\Gamma}{R_0} \quad \text{Ec. 3.23}$$

$$T_l = T_f + mC_l^{r_0} - \frac{\Gamma}{r_0} \quad \text{Ec. 3.24}$$

La diferencia entre la ecuación Ec. 3.23 y Ec. 3.24 es:

$$m(C_l^{R_0} - C_l^{r_0}) = \Gamma \left(\frac{1}{R_0} - \frac{1}{r_0} \right) \quad \text{Ec. 3.25}$$

Al aplicar la ley de Fick se realiza un balance de masa debido a la difusión de soluto entre las intercaras y el volumen de control que las contiene. Si se asume que $R_0 \gg r_0$, dR_0/dt puede ser omitido respecto de dr_0/dt y por esta razón, los dos flujos J existentes en cada extremidad son:

$$J = D \frac{C_l^{R_0} - C_l^{r_0}}{\lambda_2} \quad \text{Ec. 3.26}$$

$$J = -C_l^{r_0}(1 - k) \frac{dr_0}{dt} \quad \text{Ec. 3.27}$$

Si se reemplaza de la Ec. 3.25 el término $(C_l^{R_0} - C_l^{r_0})$ en la Ec. 3.26 y después se iguala la Ec. 3.26 con la Ec. 3.27, se obtiene la Ec. 3.28.

$$\frac{dr_0}{dt} = \frac{\Gamma D}{mC_l(1 - k)\lambda_2} \left(\frac{1}{R_0} - \frac{1}{r_0} \right) \quad \text{Ec. 3.28}$$

En esta ecuación Feurer y Wunderlin^[24] y Kirkwood^[102], asumen que la concentración del líquido C_l varía linealmente en función del tiempo entre la concentración inicial C_0 y la concentración eutéctica C_e . De este modo, con un modelo simple de disolución describen λ_2 como función de parámetros termo-físicos, del tiempo de solidificación local t_f y de las composiciones inicial y eutéctica, C_0 y C_e , respectivamente. Tal y como muestra la Ec. 3.29 donde, $e = 5.5$ según Feurer y Wunderlin^[24] y $e = 5$ según Kirkwood^[102], respectivamente.

$$\lambda_2 = e \left(\frac{\Gamma D}{m(1 - k)(C_0 - C_e)} \ln \left(\frac{C_e}{C_0} \right) t_f \right)^{\frac{1}{3}} \quad \text{Ec. 3.29}$$

También Bouchard y Kirkaldy^[19] analizaron el efecto de la concentración de soluto y de la velocidad de crecimiento de la extremidad. Proponen un modelo de λ_2 que es función de un factor de calibración que depende de la composición química de la aleación y de la temperatura de fusión del solvente:

$$\lambda_2 = 2k_2\pi \left(\frac{4\sigma}{C_0(1 - k)^2\Delta H} \left(\frac{D}{R} \right)^2 \right)^{\frac{1}{3}} \quad \text{Ec. 3.30}$$

Por otra parte, El- Bealy y Thomas^[103] calcularon λ_2 como una función de la velocidad de enfriamiento \dot{T} y del tiempo de solidificación local t_f , e incluyeron el efecto del contenido de C , como lo indica la Ec. 3.31:

$$\lambda_2 = 148\dot{T}^{-0.38} ; 0 < \%C < 0.53 \quad \text{Ec. 3.31}$$

$$\lambda_2 = (21.52764 - 9.4\%C)t_f^{(0.4+0.08\%C)} ; \%C \geq 0.53$$

Para diferentes \dot{T} y $\%C$, en base a mediciones experimentales de λ_2 , Won y Thomas^[32] demuestran que la Ec. 3.31 no simula adecuadamente λ_2 para un contenido menor a $0.15\%C$. Por tal razón proponen la expresión siguiente:

$$\lambda_2 = (169.1 - 720.9\%C)\dot{T}^{-0.4935} ; 0 < \%C < 0.15 \quad \text{Ec. 3.32}$$

$$\lambda_2 = 143.9\dot{T}^{-0.3616}\%C^{(0.5501-1.996\%C)} ; \%C \geq 0.15$$

Asimismo, Guo y Zhu^[104], a partir de los modelos propuestos por El- Bealy y Thomas^[103] y Won y Thomas^[32], desarrollan un modelo en función de la \dot{T} , t_f y $\%C$ para tres tramos de C , $0 < \%C < 0.15$, $0.15 \leq \%C < 0.53$ y $\%C \geq 0.53$. Por otra parte, Cabrera y col. ^[4], con un método estadístico proponen un modelo de λ_2 que depende de la composición química del material, tomando como base el modelo propuesto por Feurer y Wunderlin^[24]:

$$\lambda_2 = \left(\begin{array}{c} 0.007C + 0.005Si - 1.78 \cdot 10^{-5}Mn \\ -0.043Al + 7.55 \cdot 10^{-5}Ni \\ -3.42 \cdot 10^{-4}Cr \end{array} \right) t_f^{\frac{1}{3}} \quad \text{Ec. 3.33}$$

Asimismo, Langer y Müller-Krumbhaar^[106], a lo largo de una dendrita realizaron un análisis numérico de las inestabilidades de la longitud de onda y determinaron que $\lambda_2/r_0 = 2$. Con esta relación Trivedi y Somboonsuk^[94] para valores bajos del número de Peclet propusieron un modelo para determinar los espaciados dendríticos secundarios λ_2 .

$$\lambda_2 = 8 \left(\frac{\Gamma DL}{kR\delta T_0} \right)^{\frac{1}{2}} \quad \text{Ec. 3.34}$$

Para más detalles, Volkova y col. ^[15] para diferentes aceros realizan un estado del arte con los diferentes modelos de λ_2 y sus parámetros experimentales propuestos en bibliografía para los espaciados dendríticos secundarios. En la Tabla 3.2 se resume de manera genérica los diferentes modelos para determinar los espaciados dendríticos secundarios. Los modelos de la Tabla 3.2 son función de las siguientes condiciones de solidificación: (a) tiempo local de solidificación t_f , (b) velocidad de enfriamiento local \dot{T} , (c) velocidad local de solidificación R , (d) del gradiente térmico G y la posición espacial x . También, la constante M_i ($i = 1 \dots 4$) es función del coeficiente de Gibbs-Thomson Γ , de la difusividad de soluto D , del coeficiente de partición k , de la pendiente de la línea liquidus m_l , de la composición nominal y del sólido, C_0 y C_s , respectivamente. Finalmente, los exponentes p_j ($j = 2 \dots 6$) dependen del material.

Modelos genéricos de espaciado dendrítico secundario	Nº
$\lambda_2 = M_1 \dot{T}^{p_2}$	Ec. 3.35
$\lambda_2 = M_2 R^{-p_3}$	Ec. 3.36
$\lambda_2 = M_3 R^{-p_4} G^{-p_5}$	Ec. 3.37
$\lambda_2 = M_4 x^{-p_6}$	Ec. 3.38

Tabla 3.2.- Modelos teórico-experimental para el cálculo del espaciado dendrítico secundario

3.3.3. Procedimiento experimental para la medición de los espaciados dendríticos primarios y secundarios aplicado a una palanquilla industrial

La medición experimental de los espaciados dendríticos se realiza para productos obtenidos en un proceso industrial tal como el moldeo y la colada continua. Por ejemplo, en el largo de una palanquilla industrial se selecciona un punto intermedio y se obtiene un trozo transversal con sección cuadrada de aproximadamente 10 mm de espesor. Teniendo en cuenta, las consideraciones de simetría explicadas en el apartado de transferencia de calor, el análisis experimental se puede reducir a un cuarto de palanquilla.

En la Fig. 3.11 se muestra el esquema de una palanquilla. La cara norte-este de ésta se divide en 16 partes (en función del tamaño de la sección), y mediante una sierra de cinta

horizontal refrigerada con agua se posiciona el trozo de la palanquilla y se procede con el corte sobre las líneas segmentadas. La superficie de la muestra es sometida al proceso de pulido. En primer lugar, se realiza un desbaste grueso uniforme con papel lija y así sucesivamente disminuyendo el tamaño de grano del paño. En segundo lugar, se realiza el desbaste fino de la muestra con paños especiales colocados sobre platos giratorios circulares, sobre los cuales son depositadas pequeñas cantidades de abrasivos, en general polvo fino de diamante en suspensión y finalmente, se realiza el ataque químico para revelar la microestructura por inmersión de la superficie de la muestra. Los procesos de: desbaste, pulido y ataque, a continuación son especificados en las tablas 3.3, 3.4 y 3.5, respectivamente.

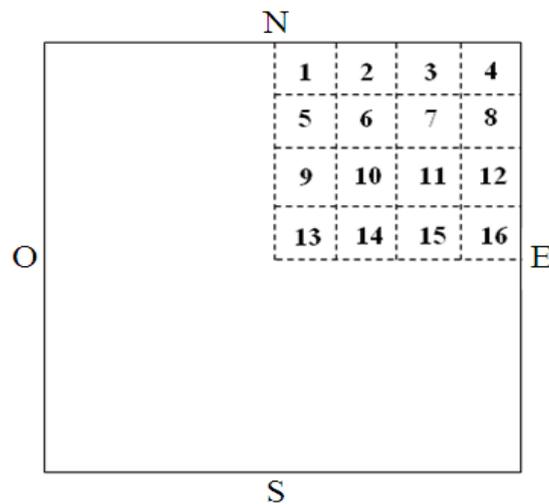


Fig. 3.11.- Trazado sobre un cuarto de palanquilla industrial obtenida por colada continua

El desbaste se realiza en tres etapas, cada una con paños de 240, 600 y 1200 partículas por unidad de área. En cada paño, la muestra se mantiene entre 3 a 4 minutos en una pulidora automática que gira a 300 rpm, donde la muestra, es constantemente lubricada y refrigerada con agua. A continuación, en la Tabla 3.3, se resumen los parámetros experimentales del proceso de desbaste.

Desbaste	Micras	Tiempo (minutos)	rpm	Lubricante y refrigerante
Paño 1	58	3-4	300	Agua
Paño 2	25	3-4	300	Agua
Paño 3	14	3-4	300	Agua

Tabla 3.3.- Condiciones experimentales de desbaste para las muestras de una palanquilla de acero industrial

Después del desbaste, se procede al proceso de pulido, donde la muestra es pasada alrededor de 3-4 minutos por 3 paños de 6, 3 y 1 micras, respectivamente. El lubricante utilizado es a base de alcohol (polvo fino de diamante). En la Tabla 3.4 se describen los parámetros de control del proceso de pulido.

Pulido	Micras	Tiempo (minutos)	<i>rpm</i>	Lubricante y refrigerante
Paño 1	6	3-4	150	Base de Alcohol
Paño 2	3	3-4	150	Base de Alcohol
Paño 3	1	3-4	150	Base de Alcohol

Tabla 3.4.- Condiciones experimentales de pulido para las muestras de una palanquilla de acero industrial

Después de los procesos de desbaste y pulido, para revelar la microestructura de solidificación se realiza el ataque químico elaborado con las cantidades que se detallan en la Tabla 3.5. El tiempo de aplicación de éste en cada muestra fluctúa entre 3-10 segundos y se define por observación visual de acuerdo con el cambio químico y de tonalidad sobre la superficie espejo de la muestra.

Componente químico del Ataque	Cantidad	Unidad
Ácido pícrico	60	<i>gr</i>
CuCl ₂	15	<i>gr</i>
Jabón líquido	60	<i>ml</i>
Agua	3000	<i>ml</i>

Tabla 3.5.- Composición química y aditivos para el ataque de las muestras de una palanquilla de acero industrial

Una vez que se revela la microestructura de cada muestra, con el microscopio óptico se capturan imágenes en posiciones de interés y con un programa computacional de análisis de imagen, se miden los espaciados dendríticos primarios y secundarios, tal como se observa en la micrografía de la Fig. 3.12.

En diferentes zonas de cada imagen se mide n y m veces la longitud entre las líneas paralelas, entonces, con esta base de datos se procede a obtener un valor promedio de los espaciados dendríticos primarios y secundarios que son visualizados en un mapa bidimensional.

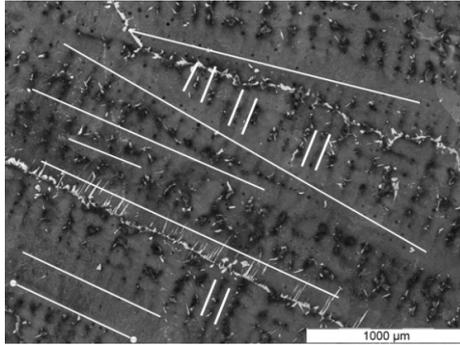


Fig. 3.12.- Medición en una micrografía de los espaciados dendríticos primarios y secundarios

3.3.4. Método de ajuste numérico-experimental de los modelos matemáticos de los espaciados dendríticos primarios y secundarios

Un camino para simular los espaciados dendríticos primarios y secundarios es a través de las Ecs. 3.3 y 3.21, que están en función de parámetros de la solidificación como la velocidad de solidificación R , el gradiente térmico G y las constantes N y M . Éstas, pueden ser determinadas en función de parámetros termo-físicos y de la composición química o mediante un ajuste lineal entre datos experimentales y numéricos, ver Fig. 3.13. Entonces, en un corte transversal de una palanquilla se obtienen “ n ” muestras y para cada una de éstas experimentalmente se miden los espaciados dendríticos primarios y secundarios, ver Fig. 3.11, y en paralelo, de la simulación térmica se obtienen R y G , finalmente, entre datos experimentales y parámetros de la simulación térmica se realiza el ajuste lineal de los parámetros N y M .

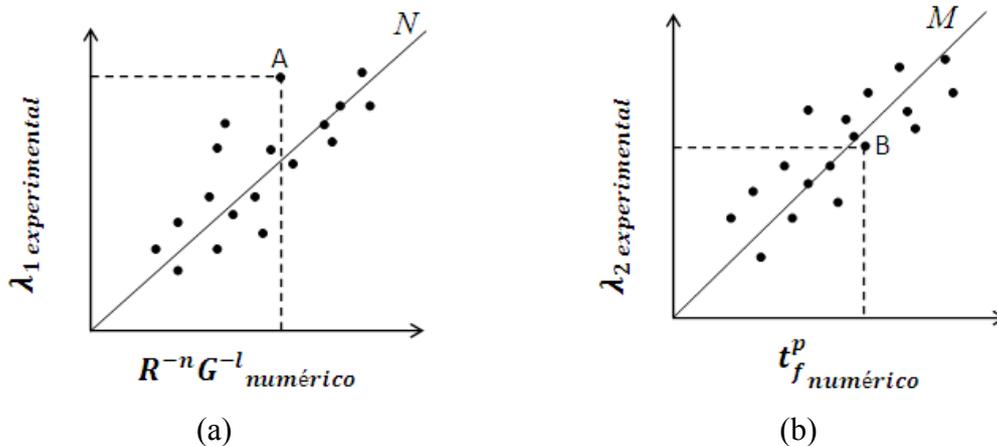


Fig. 3.13.- Método de ajuste lineal numérico-experimental de M y N

En la Fig. 3.13, la nube de puntos es el resultado experimental de “*n*” mediciones obtenidas desde una palanquilla. En distintas posiciones del plano transversal de la palanquilla se asocia la medición experimental de los espaciados dendríticos primarios y secundarios con la información obtenida de la simulación numérica, tal como se ejemplifica en los puntos A y B de la Fig. 3.13.

En la Tabla 3.6 se muestra una analogía entre las ecuaciones de la recta y de los modelos matemáticos de los espaciados dendríticos primarios y secundarios. Para el procedimiento de ajuste elegido la ecuación de la recta simplifica el entendimiento de la metodología empleada para la obtención de los parámetros *N* y *M*. En cada columna de la Tabla 3.6 se observa: la función lineal, el valor experimental, el valor numérico y el parámetro de ajuste, respectivamente.

Función lineal	Valor experimental	Valor numérico	Pendiente de la recta
$y = mx$	y	x	m
$\lambda_1 = NR^{-n}G^{-l}$	λ_1	$R^{-n}G^{-l}$	N
$\lambda_2 = Mt_f^p$	λ_2	t_f^p	M

Tabla 3.6.- Analogía entre la ecuación de la recta y las ecuaciones de los espaciados dendríticos primarios y secundarios

La aplicación de esta metodología de ajuste podría extenderse para otros modelos matemáticos de espaciados dendríticos, así como también, la realización de un ajuste con mayor grado de precisión.

De este modo, para cuatro aceros de alto límite de fluencia, Cabrera y col. ^[4] con una aproximación estadística obtienen los parámetros *N* y *M* en función de la composición química del material, sin embargo, en el mismo estudio siguiendo la metodología de la Fig. 3.13 para dos de los aceros, los parámetros *N* y *M* difieren de los obtenidos con ajuste lineal. Entonces, si para una misma familia de aceros la base de datos experimentales de los espaciados dendríticos se ampliara, la aproximación estadística de los parámetros *N* y *M* sería más precisa y en futuros estudios se podría disminuir la cantidad de ensayos experimentales.

3.3.5. Validación de los espaciados dendríticos primarios y secundarios para una palanquilla de acero industrial de 0.63%*C* reportado en bibliografía

Los modelos matemáticos que describen los espaciados dendríticos primarios y secundarios de manera implícita o explícita están en función del campo de temperaturas y de parámetros de la solidificación. En la Fig. 2.1, en un corte transversal de palanquilla se describe la situación física para el problema térmico, sin embargo, dado que el problema es simétrico y que los resultados experimentales en bibliografía^[4] no son presentados en el cuadrante I, las condiciones de frontera son implementadas en el cuadrante III. De este modo, con los parámetros de operación del proceso de colada continua publicados por Cabrera y col.^[4], en la Fig. 2.6 se obtiene la evolución transitoria de la temperatura en cuatro nodos característicos. Otros parámetros que se obtienen del problema térmico son la velocidad de enfriamiento y el ancho de la zona pastosa.

Por un lado, en la Fig. 3.14.a se observa que las isolíneas de la velocidad de enfriamiento \dot{T} hacia el origen de la palanquilla disminuyen desde 14 hasta 0.36 ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$). También, para $\dot{T} < 1.06(^{\circ}\text{C}/\text{s})$ se observa que las isolíneas tienen la forma de un cuarto de circunferencia, sin embargo, para $\dot{T} > 0.63(^{\circ}\text{C}/\text{s})$ desde la diagonal éstas se desarrollan paralelas a los ejes de coordenadas *x* e *y*.

Por otro lado, en la Fig. 3.14.b se muestra la distribución del ancho de la zona pastosa *w*, ésta se mide en la dirección de avance de la dendrita primaria, en la medida en que la posición en *x* e *y* aumenta, el ancho de la zona pastosa hacia el origen de la sección transversal de la palanquilla disminuye desde 54.6 hasta 7.8 *mm*. Para el cálculo de *w* el programa computacional realiza un barrido angular, cuando está sobre y en posiciones cercanas a la diagonal de la palanquilla, la distancia entre la línea liquidus y solidus se incrementa, por esta razón, las isolíneas sobre la diagonal de la palanquilla tienen una desviación que tiene forma de flecha, la que se observa con menos intensidad hacia el NLE.

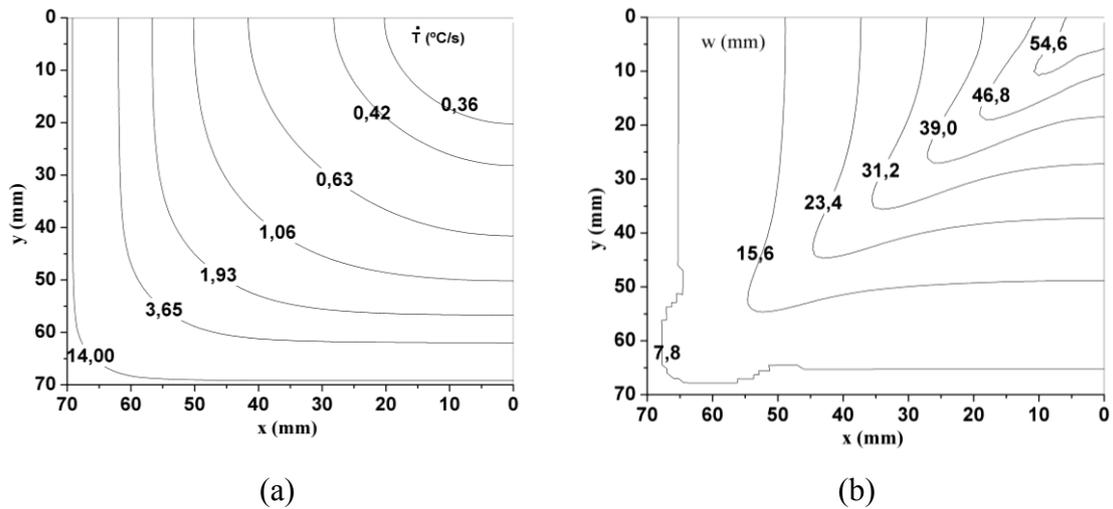


Fig. 3.14.- Distribución 2d de (a) la velocidad de enfriamiento y del (b) ancho de la zona pastosa en un cuarto de palanquilla de un acero industrial de lado 140 mm

El campo de los espaciados dendríticos primarios y secundarios se obtiene con las constantes N y M : (a) publicadas en Cabrera y col. [4] y (b) obtenidas a partir de un ajuste lineal, entre la simulación numérica de la transferencia de calor del presente estudio y los mapas experimentales de los espaciados dendríticos primarios y secundarios presentados en Cabrera y col. [4], ver Fig. 3.15.

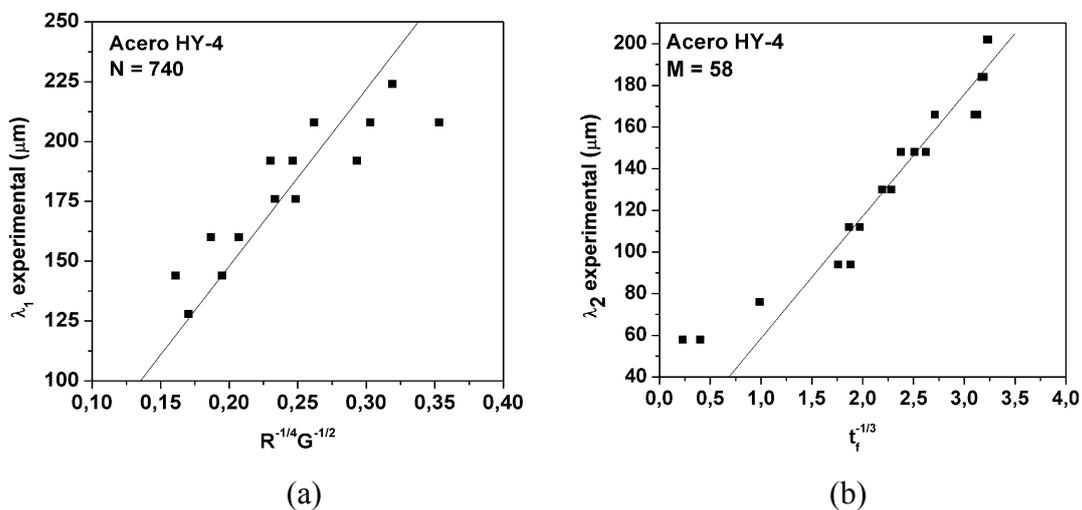


Fig. 3.15.- Ajuste de los parámetros constantes (a) N , para la simulación del espaciado dendrítico primario y (b) M , para la simulación del espaciado dendrítico secundario, para un acero industrial de 0.63% C

En la simulación numérica, los campos de los espaciados dendríticos primarios y secundarios son determinados con las Ecs. 3.3 y 3.21, respectivamente. En éstas los

exponentes utilizados son $n = 1/4$, $l = 1/2$ y $p = 1/3$. Las diferencias en las condiciones de enfriamiento sobre las caras laterales de la palanquilla, generan en los mapas experimentales isolíneas que son asimétricas o que evolucionan como vórtices. En la Fig. 3.15, en el ajuste de las constantes N y M las máximas desviaciones experimentales se tienen en $R^{-1/4}G^{-1/2} = 0.37$ y $t_f^{-1/3} < 0.5$, respectivamente.

A continuación, en la Tabla 3.7 para un acero de alto límite de fluencia^[4] se resumen los parámetros N y M , obtenidos con un ajuste lineal en Cabrera y col. ^[4] y el presente estudio.

Constantes HY-4	Cabrera y col. (1998)		Presente estudio	
	N	M	N	M
	800	57	740	58

Tabla 3.7.- Parámetros N y M para un acero industrial de 0.63%C

En un corte transversal de una palanquilla industrial de 0.63%C de dimensiones $140 \times 140 \text{ mm}^2$, en la Fig. 3.16 se observa la distribución de los espaciados dendríticos primarios λ_1 .

En las figuras 3.16.a y b, las isolíneas para $N = 800$ entre $128 < \lambda_1 \leq 224 \mu\text{m}$ están en el eje x en posiciones 5 mm más cerca del NLM con respecto de las isolíneas de λ_1 obtenidas para $N = 740$. Los resultados de ambas simulaciones son satisfactorios con respecto al mapa experimental presentado por Cabrera y col. ^[4] en la Fig. 3.16.c. Sin embargo, se observa que las simulaciones no reproducen el vórtice y las ondulaciones de las isolíneas de λ_1 . No se descarta la posibilidad de que este vórtice sea un error experimental, ya que en las cercanías del vórtice los valores de λ_1 son casi constantes.

Por otro lado, figuras 3.17.a y b se presenta la distribución de los espaciados dendríticos secundarios para las constantes $M = 57$ y $M = 58$, respectivamente, en éstos mapas se observa la similitud que tienen las isolíneas $\lambda_2 = 112$ y $148 \mu\text{m}$ con el mapa experimental^[4] mostrado en la Fig. 3.17.d.

De otro modo, para un acero con porcentajes de C y de Mn similar al acero HY-4, en la Fig. 3.17.c se presenta la simulación numérica de λ_2 obtenida con la Ec. 3.35, ésta

depende de la velocidad de enfriamiento \dot{T} y las constantes ($M_1 = 213$ y $p_2 = 0.32$) propuestas por Weisberger y col^[107]. Con ésta ecuación se obtiene un ajuste aceptable para las isóneas $\lambda_2 < 148 \mu m$.

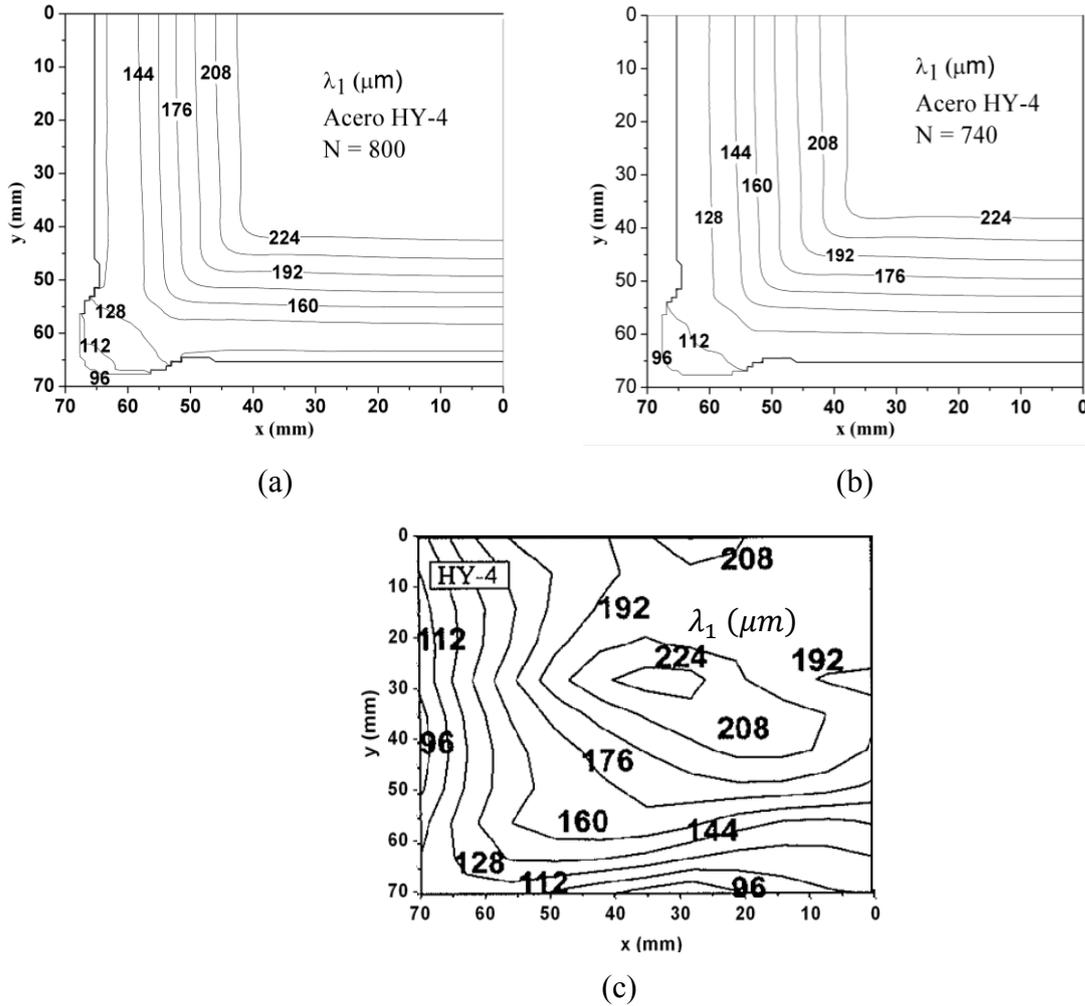


Fig. 3.16.- Distribución 2d de los espaciados dendríticos primarios en un cuarto de planquilla de un acero industrial de 0.63%C. (a) $N = 800$, (b) $N = 740$ y (c) Imagen experimental obtenida de Cabrera y col.^[4]

Es complejo reproducir el mapa experimental de los espaciados dendríticos mediante un ajuste lineal de las constantes N y M , ya que el crecimiento dendrítico depende de variables del proceso térmico y del grado de simetría que existe en la extracción del calor, sin embargo, en éste estudio la aproximación es aceptable.

Una vez, se ha obtenido el resultado numérico de los espaciados dendríticos primarios y secundarios, se estudia el cociente entre éstos. Este parámetro permite estimar la

permeabilidad de la zona pastosa. Algunos estudios proponen una relación directa entre los espaciados dendríticos primarios y secundarios en base a experimentos de solidificación uniaxial, por un lado, Imagumbai^[79] para aceros *C-Mn* llega a la conclusión que $\lambda_1 = 2.0\lambda_2$, por otro lado, Cicutti y Boeri^[80] para aceros de bajo contenido de carbono proponen la siguiente ecuación $\lambda_1 = 2.6\lambda_2$.

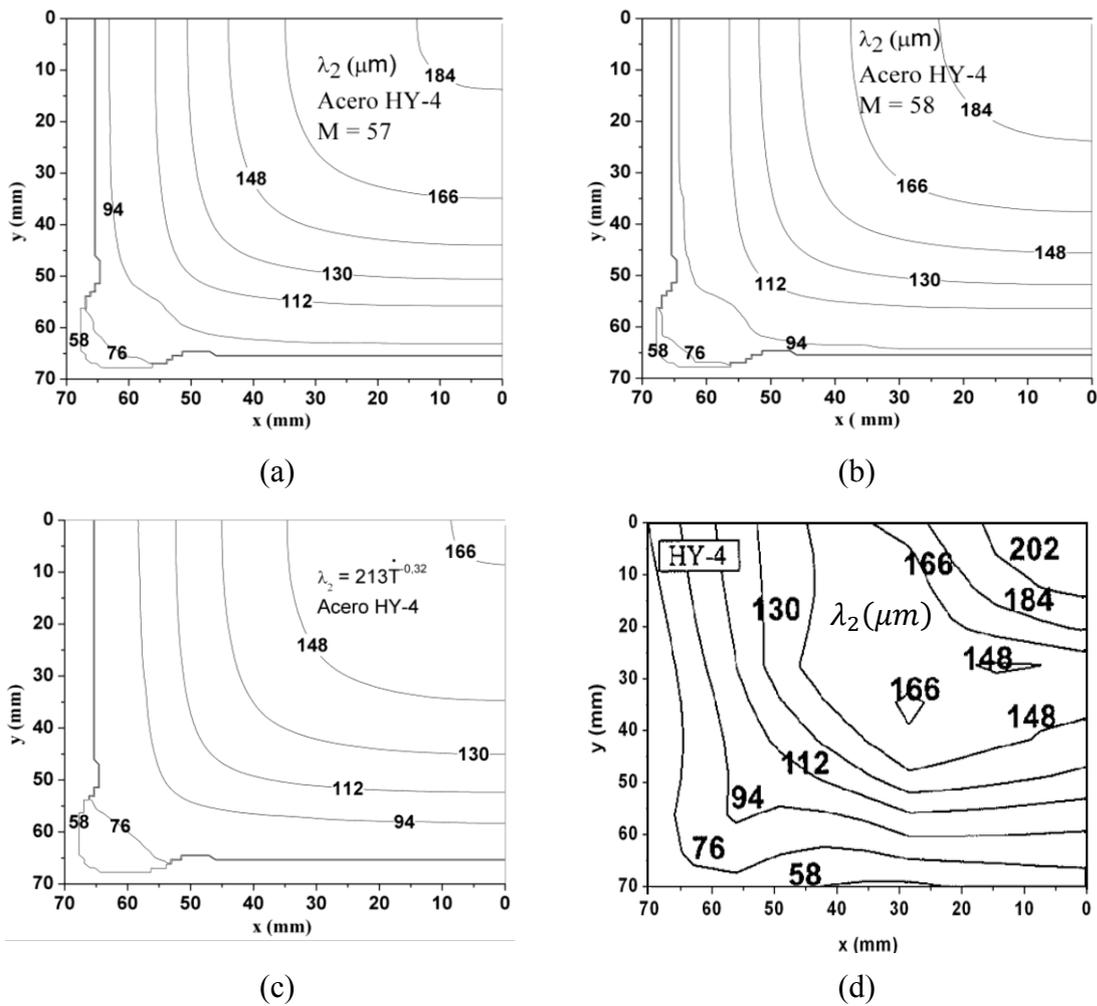


Fig. 3.17.- Distribución 2d de los espaciados dendríticos secundarios en un cuarto de palanquilla de un acero industrial de 0.63%C, (a) $M = 57$, (b) $M = 58$, (c) Weisbeger y col^[107] y (d) Imagen experimental obtenida de Cabrera y col.^[4]

Por otra parte, en el proceso de colada continua Wolf^[108] y Guo y Zhu^[104] para una familia de aceros con un contenido de carbono menor a 0.4%, para varios ensayos de solidificación a distintas velocidades de enfriamiento constantes entre $0.03 \leq \dot{T} \leq 5$ ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$), obtuvieron que el cociente λ_1 / λ_2 de los espaciados dendríticos está entre $1.6 < \lambda_1 / \lambda_2 < 4.2$. En la Fig. 3.18, para un ajuste lineal de N y M , se determina un

mapa en dos dimensiones de λ_1 / λ_2 para cada posición nodal en un plano perpendicular a la colada. Además, se observa que el cociente λ_1 / λ_2 en el corte transversal de la palanquilla varía entre $1.2 < \lambda_1 / \lambda_2 < 1.62$. Asimismo, Wolf^[108] y Guo y Zhu^[104] observaron que λ_1 / λ_2 varía para diferentes \dot{T} , sin embargo, muestran que en la medida en que aumenta el cociente λ_1 / λ_2 también lo hace la velocidad de enfriamiento \dot{T} .

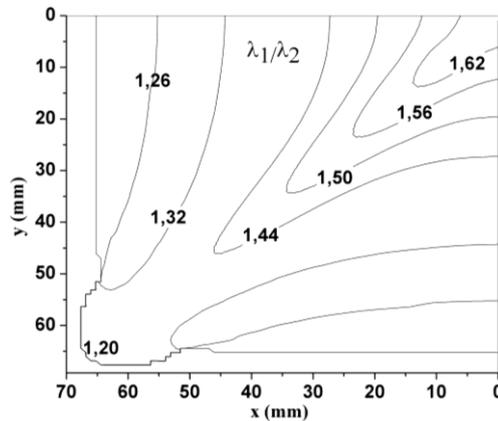


Fig. 3.18.- Distribución 2d del cociente entre los espaciados dendríticos primarios y secundarios en un cuarto de palanquilla industrial de 0.63%C

3.3.6. Validación de los espaciados dendríticos primarios y secundarios para una palanquilla de acero industrial de 0.43%C, 0.77%Mn, 0.23%Si, 0.01%P y 0.025%S

La validación del módulo micro para los espaciados dendríticos primarios y secundarios también se realiza con los datos del proceso de colada continua de la lingotera N°1 mostrados en la Tabla 2.9. Además, la situación física del problema se describe en la Fig. 2.1 para el cuadrante I, también, la solución térmica para la lingotera 1 ha sido presentada en la Fig. 2.9 para los nodos O, NMR, NLM y NLE.

Asimismo, la velocidad de enfriamiento \dot{T} y el ancho de la zona pastosa w , se observan en la Fig. 3.19. Los resultados tienen la misma tendencia que los presentados en la Fig. 3.14. Sin embargo, no se puede realizar una comparación porque las condiciones de operación del proceso son distintas, además, la longitud del borde de esta palanquilla es 40 mm mayor. De este modo, en la Fig. 3.19.a se observa que las isolíneas de \dot{T} varían desde el origen hasta el borde de 0.2 a 17.3 (°C/s), respectivamente, y en la Fig. 3.19.b

el ancho de la zona pastosa se incrementa hacia el origen de la palanquilla desde 3.4 a 40 mm.

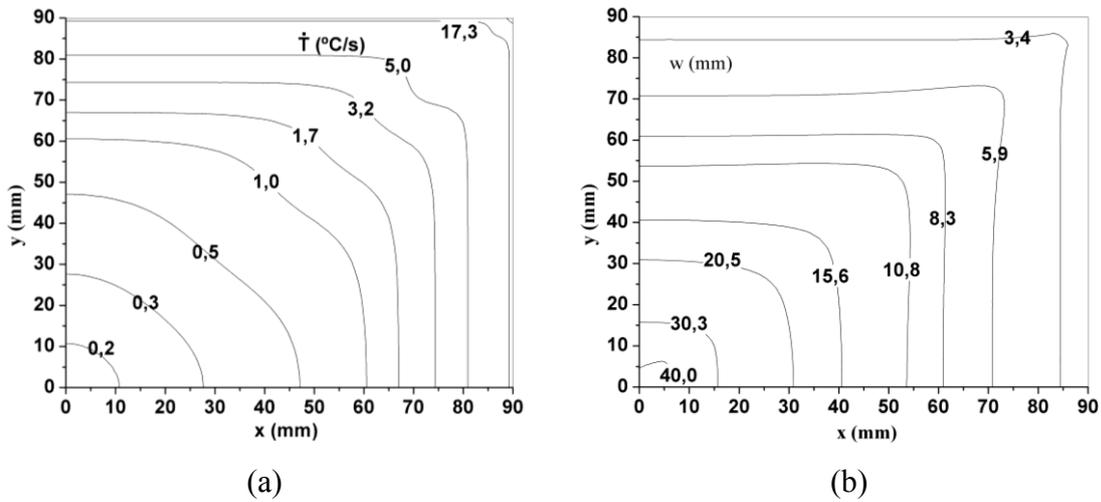


Fig. 3.19.- Distribución 2d de la (a) velocidad de enfriamiento y el (b) ancho de la zona pastosa para un cuarto de palanquilla industrial de 0.43%C

Para un acero industrial de 0.43%C, en la Fig. 3.20 se observa el ajuste lineal de los parámetros N y M , calculados entre la simulación numérica y el resultado experimental de los términos $R^{-1/4}G^{-1/4}$, $t_f^{-1/3}$ y $\lambda_{1,2}$, respectivamente. En ambos ajustes, se observa que las desviaciones máximas coinciden con los máximos valores de $\lambda_{1,2}$.

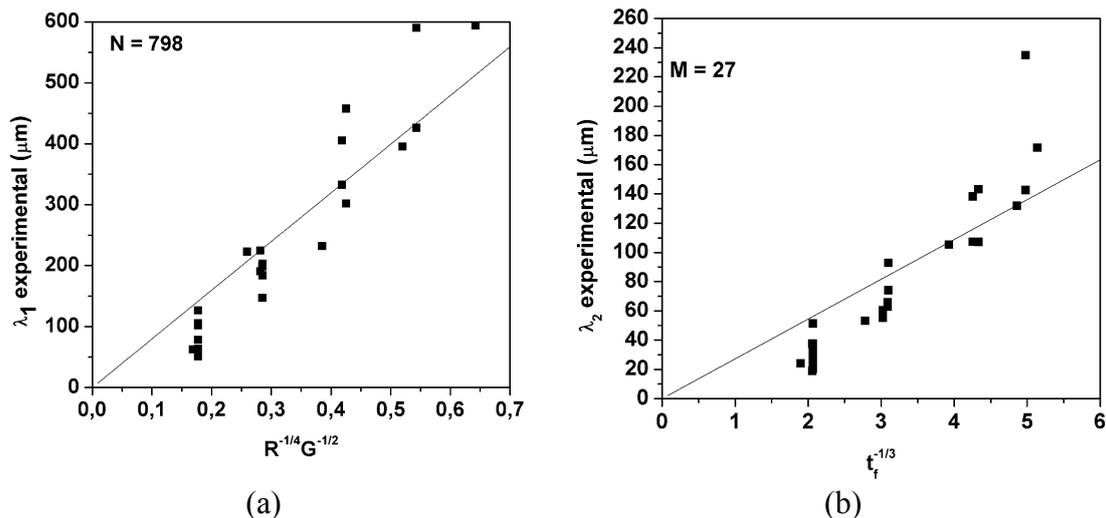


Fig. 3.20.- Ajuste de los parámetros constantes (a) N , para la simulación del espaciado dendrítico primario y (b) M , para la simulación del espaciado dendrítico secundario, para un acero industrial de 0.43%C

Para un acero industrial de 0.43%C, en un cuarto de palanquilla se observa la distribución del espaciado dendrítico primario λ_1 para $N = 800$, calculado por Cabrera y col. ^[4] (ver Fig. 3.21.a). Y para $N = 798$ simulado en el presente estudio (ver Fig. 3.21.b) con N ajustado linealmente (ver Fig. 3.20.a). La predicción del espaciado dendrítico primario λ_1 (ver figuras 3.21.a y b) es satisfactoria con respecto a la distribución de λ_1 experimental (ver Fig. 3.21.c). Asimismo, desde el NLE hacia el interior de la palanquilla, las isolíneas experimentales de λ_1 se incrementan desde 118 a 562 μm . Además, mientras más cerca del centro de la palanquilla se observa que las isolíneas experimentales de λ_1 son más asimétricas. Debido a que menos flujo de calor es liberado por la frontera situada en la posición $x = 90 \text{ mm}$.

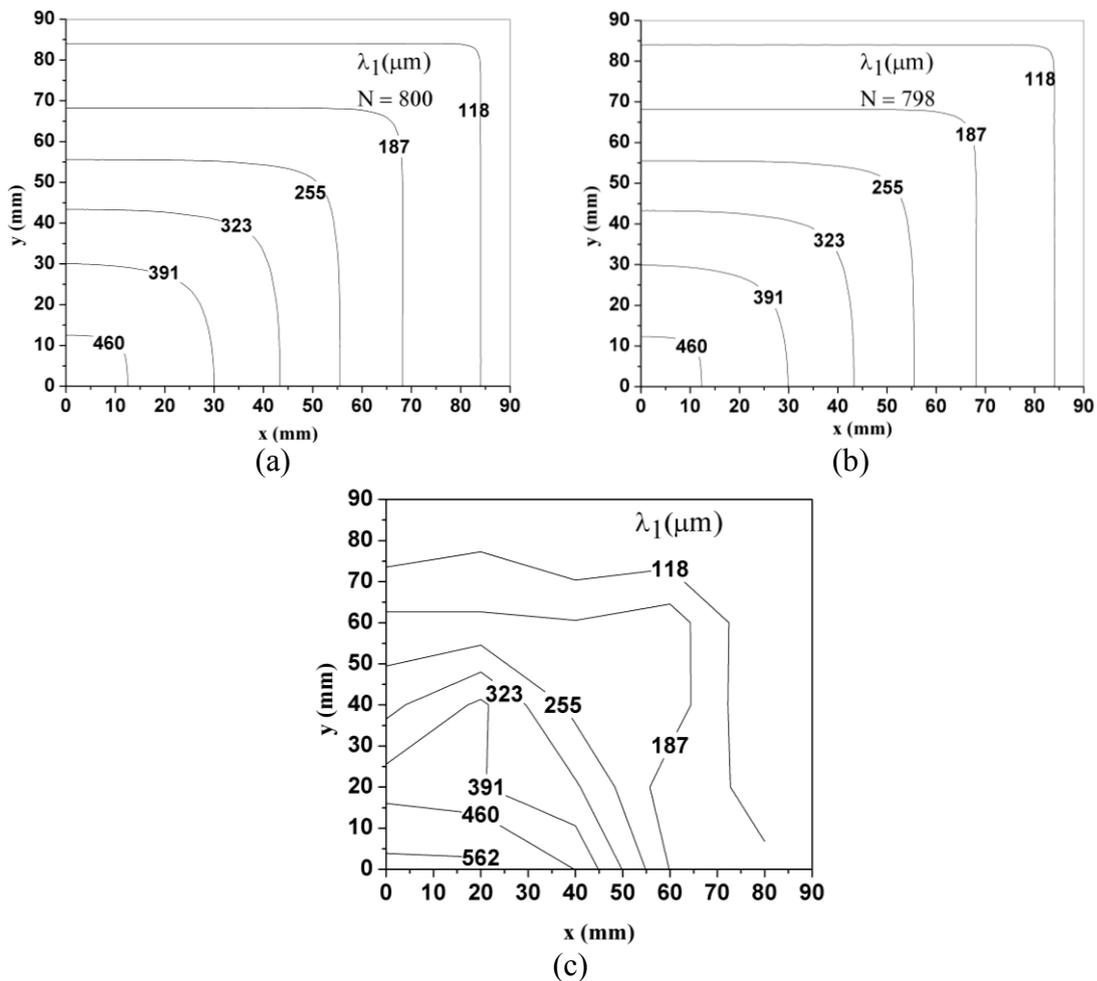


Fig. 3.21.- Distribución 2d de los espaciados dendríticos primarios en un cuarto de palanquilla de un acero industrial de 0.43%C. (a) $N = 800$, (b) $N = 798$ y (c) Imagen experimental obtenida en el presente estudio

En las Figs. 3.22.a y 3.22.b se muestra la distribución de los espaciados dendríticos secundarios obtenidos a través de la Ec. 3.21. Primero, con el parámetro termo-físico $M = 57$ propuesto en bibliografía^[4]. Segundo, con $M = 27$ calculado en el presente estudio con un ajuste lineal entre la simulación numérica de la transferencia de calor y el mapa experimental de λ_2 , ver la Fig. 3.20.b.

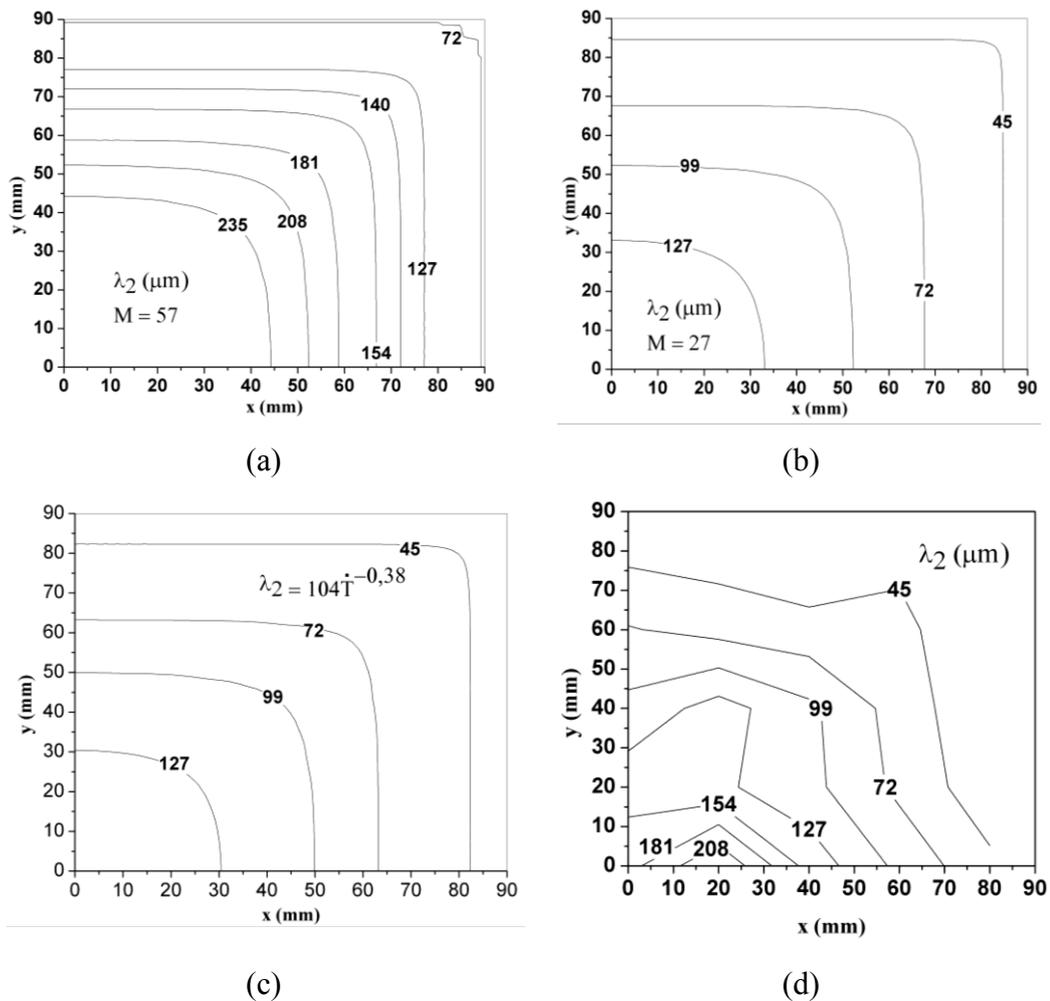


Fig. 3.22.- Distribución 2d de los espaciados dendríticos secundarios en un cuarto de palanquilla de un acero industrial de 0.43%C. a) $M = 57$, (b) $M = 27$, (c) Wolf y col.^[109] y (d) mapa experimental obtenido en el presente estudio

La simulación numérica de λ_2 obtenida con $M = 57$ difiere del mapa experimental de la Fig. 3.22.d y de la solución numérica calculada con $M = 27$. En la Fig. 3.22.c se presenta la distribución de λ_2 obtenida con la Ec. 3.35 para las constantes $M_1 = 104$ y $p_2 = 0.38$, determinadas experimentalmente por Wolf y col.^[109] para un acero de similar porcentaje de C. Las isolíneas obtenidas con el modelo propuesto en

bibliografía^[109] están posicionadas en promedio 2 mm más cerca del nodo O, respecto de las isolíneas obtenidas en el presente estudio con la constante $M = 27$.

La simulación numérica de los espaciados dendríticos λ_1 y λ_2 suministra de manera sorprendente la exactitud de las mediciones experimentales. Sin embargo, las diferencias entre ambos tipos de datos jamás coincidirán en un 98 o 99% por la sencilla razón de que el simulador no toma en cuenta el acomodo cristalino durante la solidificación. Esto hace que las iso-líneas de, por ejemplo, los espaciados dendríticos se encuentren mas deformadas y no coincidan con las formas perfectas y regulares de las curvas suministradas por las simulaciones.

Por otro lado, Guo y Zhu^[104] establecen experimentalmente para un acero de 0.5%C que en la medida en que aumenta el cociente λ_1 / λ_2 entre $1.8 \leq \lambda_1 / \lambda_2 \leq 3.8$, la velocidad de enfriamiento \dot{T} también lo hace entre $0.03 \leq \dot{T} \leq 5$ ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$). En este estudio, en la Fig. 3.23 se observa que desde el NLM hasta el centro de la palanquilla, el cociente λ_1 / λ_2 se incrementa entre los valores $2,2 \leq \lambda_1 / \lambda_2 \leq 3,6$. Sin embargo, en la Fig. 3.19.a se observa que las isolíneas de \dot{T} disminuyen desde 17.3 a 0.2($^{\circ}\text{C}/\text{s}$). Y las isolíneas del cociente $\lambda_1 / \lambda_2 > 2,8$ evolucionan paralelas a los ejes.

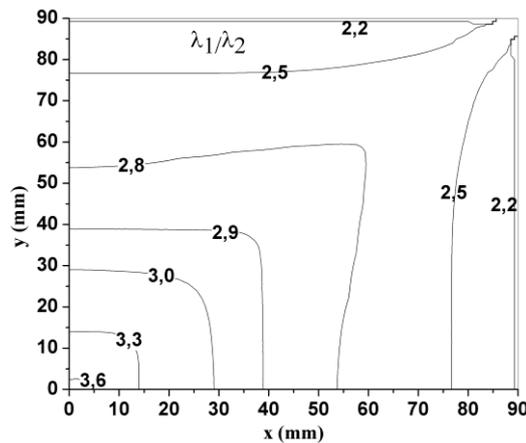


Fig. 3.23.- Distribución 2d del cociente entre los espaciados dendríticos primarios y secundarios en un cuarto de palanquilla industrial de 0.43%C

3.3.7- Aplicación industrial del módulo micro para seis aceros industriales

El módulo metalúrgico ó módulo micro realiza la simulación de la microestructura de solidificación para palanquillas de acero. Con este programa se determina la solución numérica bidimensional de los espaciados dendríticos primarios y secundarios, con las Ecs. 3.3 y 3.21, respectivamente. El módulo micro, en el cálculo de la microestructura de solidificación utiliza parámetros térmicos obtenidos a través del módulo macro, como la velocidad de solidificación R y el gradiente térmico G , así como también, parámetros de los modelos de espaciados dendríticos, como los exponentes n , l y p y las constantes N y M . Éstas últimas, requieren una especial atención porque dependen de parámetros termo-físicos como el coeficiente de partición k , el parámetro de Gibbs-Thompson Γ , la diferencia de temperaturas liquidus y solidus ΔT , el coeficiente de difusión del soluto D , el calor latente de fusión L , la concentración inicial de soluto C_0 , entre otros. Por ende, una manera más simplificada de abordar el problema es considerar los parámetros N y M como constantes, los que pueden ser obtenidos para aceros mediante un ajuste lineal entre valores medidos experimentalmente de λ_1 y λ_2 y la solución del módulo macro^[4].

3.3.7.1- Ajuste lineal numérico-experimental de los modelos de espaciados dendríticos aplicado a seis aceros industriales

El ajuste lineal numérico-experimental de las constantes N y M se muestra en las Figs. 3.24 y 3.25, y se realiza siguiendo la metodología de la Fig. 3.13 y la analogía de la Tabla 3.6.

Para cada acero de la Tabla 2.15 se grafican las coordenadas cartesianas entre la solución numérica de los términos $R^{-1/4}G^{-1/4}$ y $t_f^{-1/3}$ versus el resultado experimental de λ_1 y λ_2 , respectivamente. Éstas dan origen a una nube de puntos, que es ajustada con una línea recta que tiene un coeficiente de posición cero en el eje de las ordenadas. Además, para cada ajuste lineal se determina el factor de correlación r^2 , que en la mayoría de los casos éste es mayor o igual a 0.9, a excepción del acero D, donde para M es $r^2 = 0.87$.

En las ecuaciones de la Tabla 3.6, si se considera que la ordenada en el origen sea distinta de cero, el coeficiente de correlación probablemente sería más cercano a la unidad. Por ejemplo, en la Fig. 3.24.f, se podría obtener un mejor ajuste ya que el 80% de los puntos están por debajo de la línea recta, no obstante, no tiene sentido físico ya que para $t_f^{-1/3} = 0$ implica que $\lambda_2 \text{ experimental} < 0$.

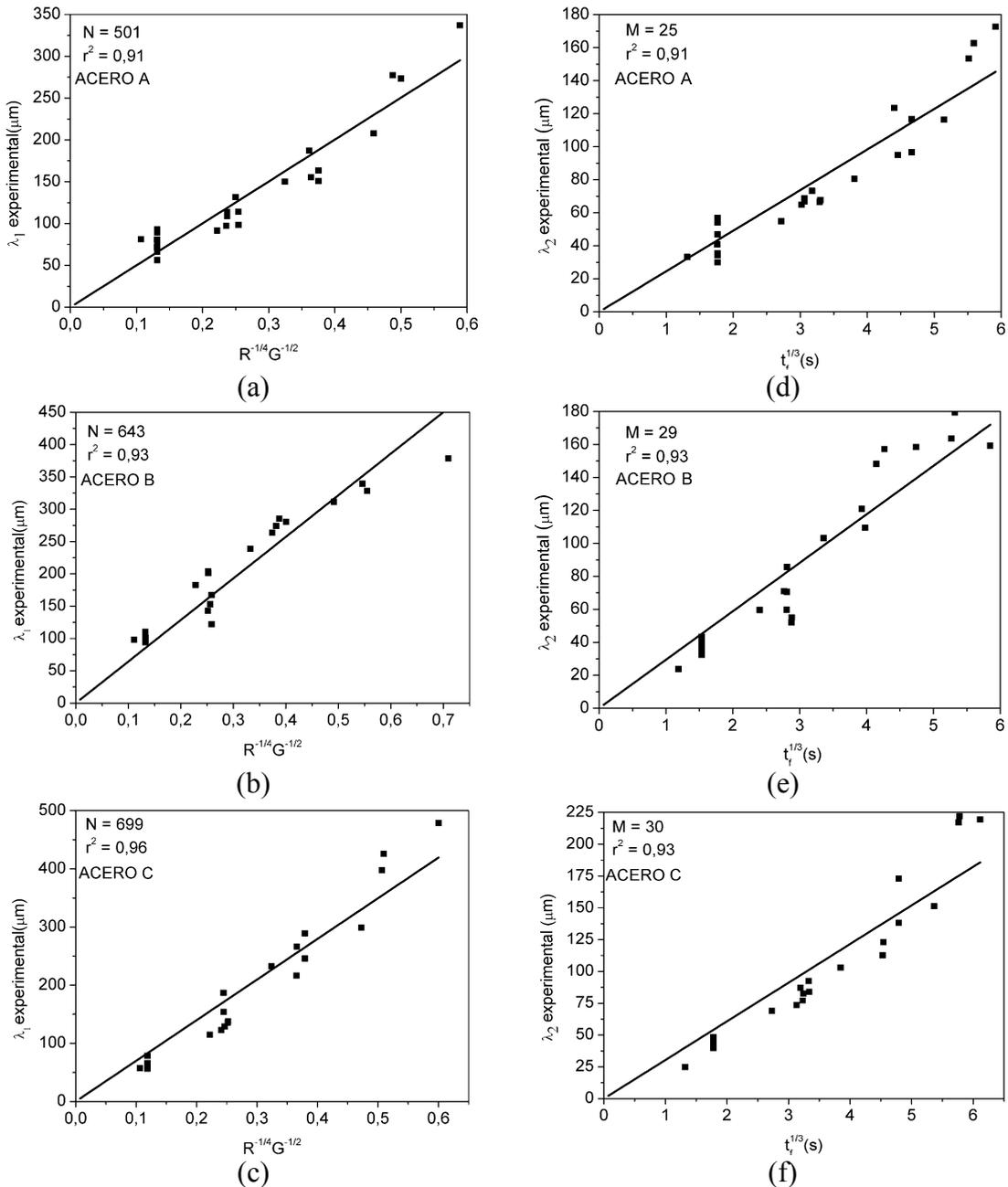


Fig. 3.24.- Ajuste lineal de las constantes N y M para los aceros A-C

De otro modo, en la Fig. 3.25.e, en vez de ajustar el parámetro M se podría ajustar las constantes b y c en una ecuación cuadrática de la forma $\lambda_2 = t_f^{-1/3}(b + ct_f^{-1/3})$. Esta

alternativa es viable ya que es una curva que comienza desde el origen. Sin embargo, como con el ajuste lineal se obtiene un coeficiente de correlación aceptable no es necesario explorar otras soluciones.

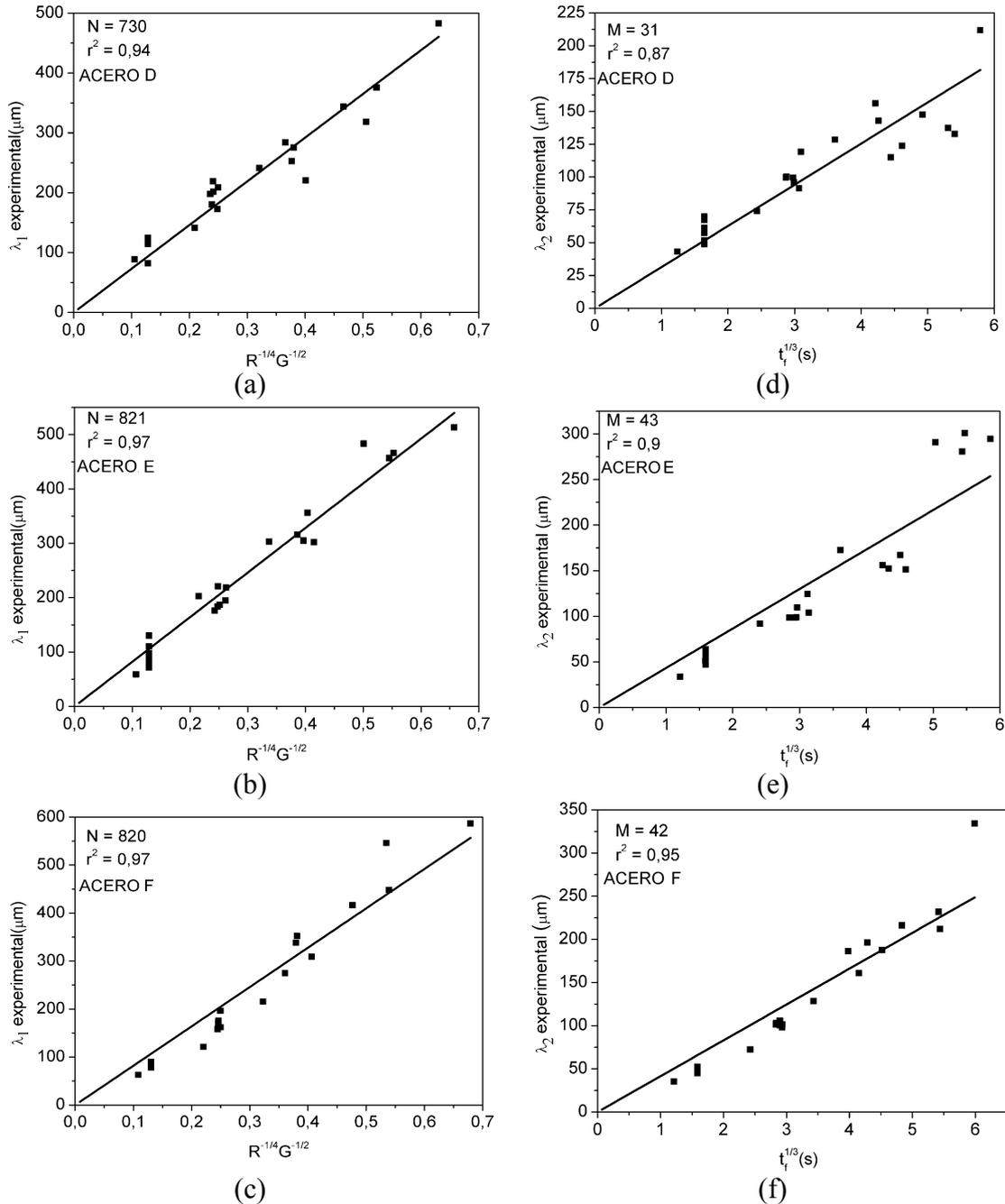


Fig. 3.25.- Ajuste lineal de las constantes N y M para los aceros D-F

En la Tabla 3.8 para los aceros A-F se resumen los parámetros N y M obtenidos con el ajuste experimental de las figuras 3.24 y 3.25. Además, se muestra el factor de correlación r^2 que fluctúa entre 0.87 y 0.95.

	N	r^2	M	r^2
Acero A	501	0.91	25	0.91
Acero B	643	0.93	29	0.93
Acero C	699	0.96	30	0.93
Acero D	730	0.94	31	0.87
Acero E	821	0.97	43	0.9
Acero F	820	0.97	42	0.95

Tabla 3.8.- Resumen de las constantes M y N , y el factor de correlación r^2 para los aceros A-F

3.3.7.2- Simulación numérica de los espaciados dendríticos aplicada a seis aceros industriales

Una vez obtenido el ajuste lineal de los parámetros N y M , se simula con el módulo micro los espaciados dendríticos primarios y secundarios. Por un lado, en la Fig. 3.26, para los seis aceros sobre la diagonal de la palanquilla entre los nodos O y NLE, para los valores experimentales se obtiene la distribución de los espaciados dendríticos λ_1 y λ_2 . Por otro lado, para los parámetros N y M ajustados linealmente se simula λ_1 y λ_2 , y además, se muestra para los aceros A-F la evolución del cociente λ_1/λ_2 .

Por un lado, en la Fig. 3.26, la simulación numérica de λ_1 ajusta bien para el acero D, en cambio, para los aceros A, B, C y E el modelo presenta diferencias en las cercanías del origen de la palanquilla, con excepción del acero F. Asimismo, en la mayoría de los casos λ_2 ajusta satisfactoriamente, con excepción de los aceros E y F, dado que se observan dispersiones en las cercanías del origen.

De otro modo, se observa que λ_1 tiene una pendiente negativa más pronunciada que λ_2 , es decir, ambas curvas juntas son semejantes a una flecha que apunta hacia el nodo lateral esquina.

Por otro lado, en la Fig. 3.26 en las gráficas a-f desde el nodo lateral esquina el cociente λ_1/λ_2 disminuye abruptamente entre 0.2-0.3 puntos. Y en la medida en que la posición se acerca al nodo O el cociente λ_1/λ_2 se incrementa ligeramente hasta alcanzar un máximo valor. Capurro y col.^[110] para un lingote circular de acero con alto contenido de Cr de diámetro 150 mm y altura 550 mm, realizan un estudio experimental de la evolución de λ_1 , λ_2 y λ_1/λ_2 . Asimismo, Karlinski y col.^[21] en una palanquilla de sección cuadrada de 150x150 mm², desde la superficie de la palanquilla hasta el nodo origen realizan un ajuste lineal del cociente λ_1/λ_2 . En ambos estudios la evolución de λ_1 , λ_2 y λ_1/λ_2 son similares al observado en la Fig. 3.26.

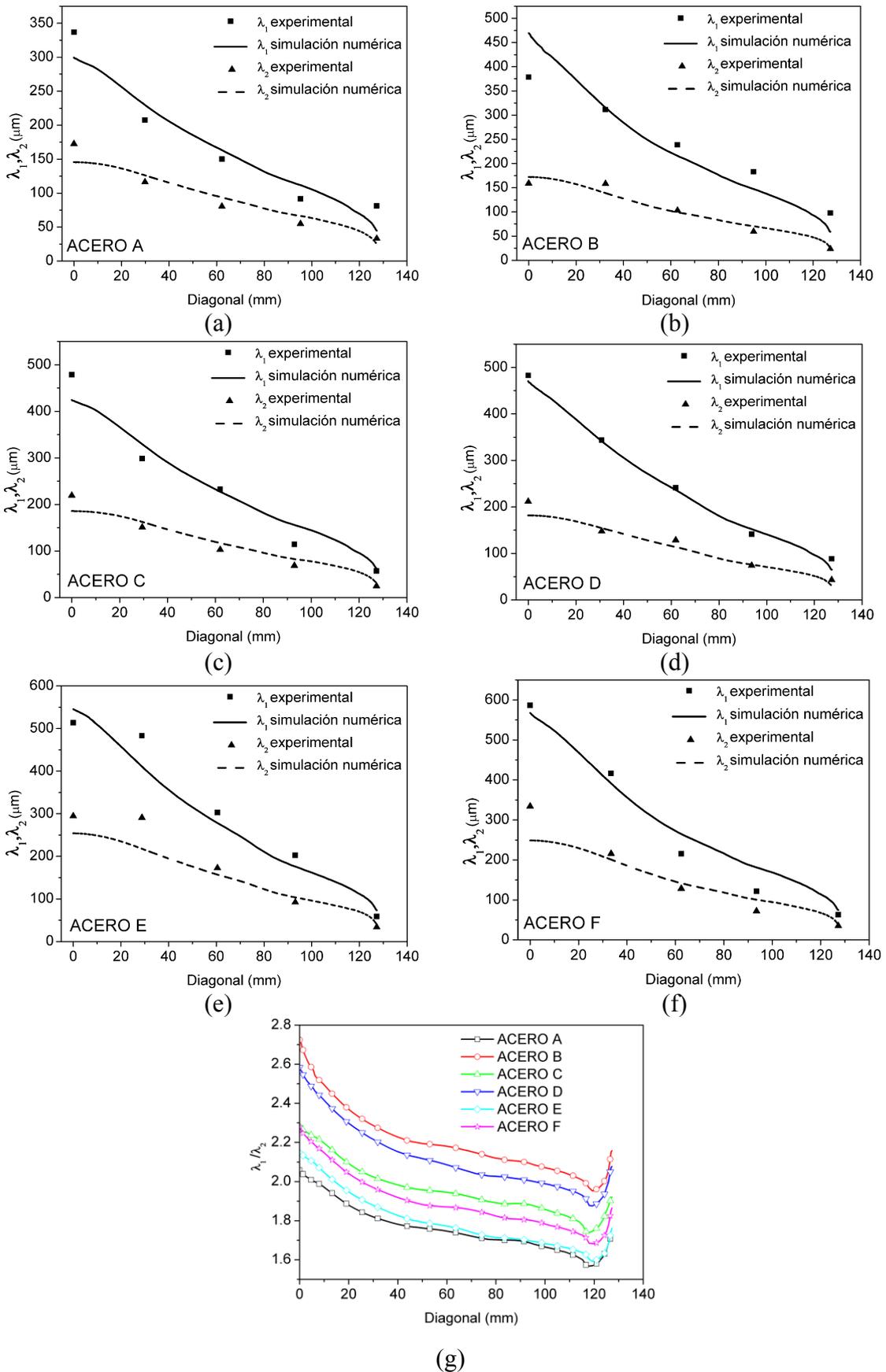


Fig. 3.26.- Para los aceros A-F, (a-f) simulación numérica y medición experimental de lambda 1 y lambda 2. (g) Cociente entre lambda 1 y lambda 2

Desde la Fig. 3.27 hasta la Fig. 3.32, de izquierda a derecha, se presentan en dos dimensiones las mediciones experimentales y debajo de éstas, la simulación numérica de λ_1 y λ_2 , respectivamente. La simulación numérica de λ_1 y λ_2 , ha sido obtenida con las constantes M y N ajustadas linealmente en las Figs. 3.24 y 3.25.

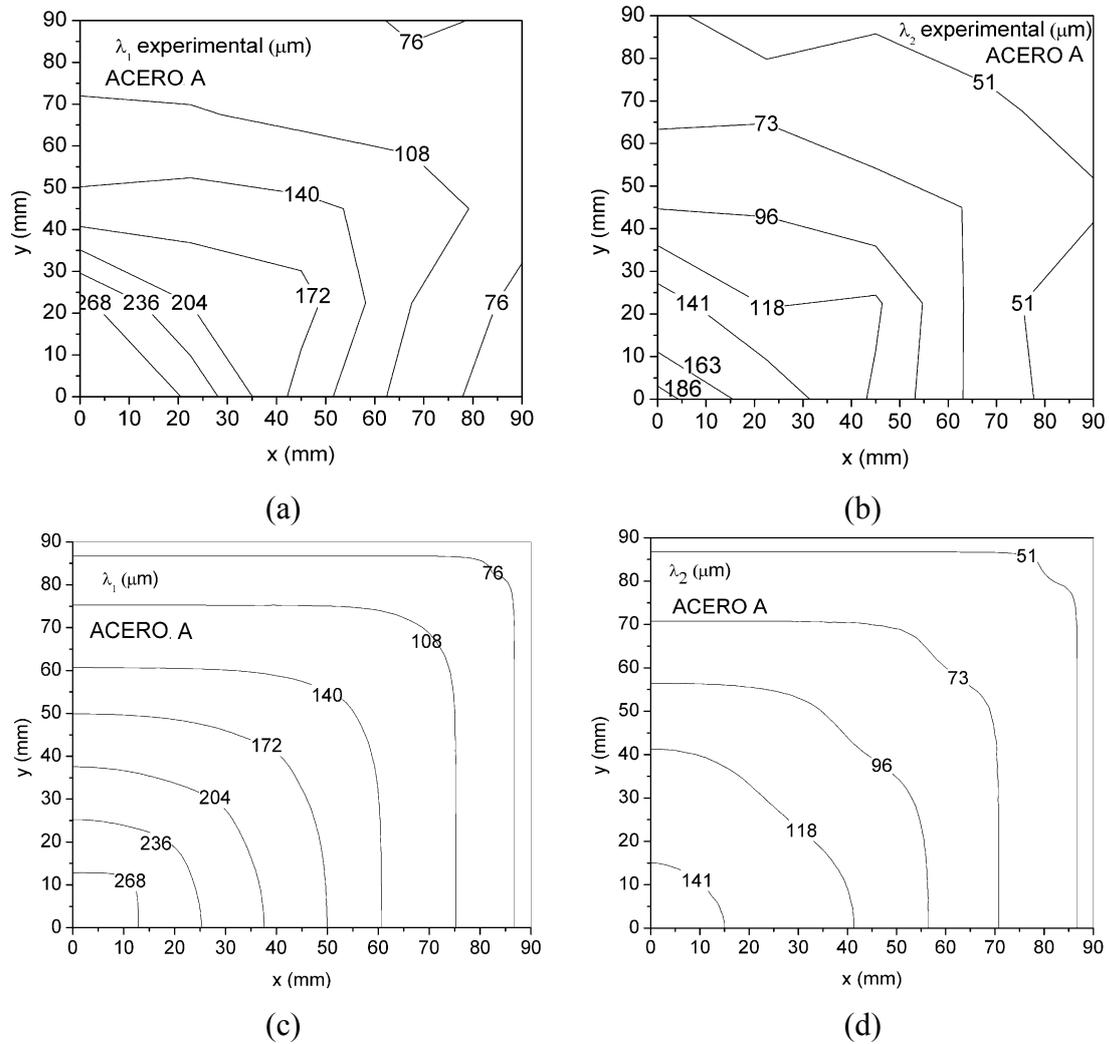


Fig. 3.27.- Espaciados dendríticos en un cuarto de palanquilla de acero A. (a) Lambda 1 experimental, (b) lambda 2 experimental, (c) Lambda 1 simulación numérica y (d) Lambda 2 simulación numérica

Para cada una de las mediciones experimentales, se espera una distribución simétrica de λ_1 y λ_2 y que ambas aumenten su valor hacia el nodo origen de la palanquilla. Por ejemplo, para el acero A en la Fig. 3.27, hacia el nodo origen de la palanquilla existe simetría en las líneas de contorno de λ_1 y λ_2 . Sin embargo, las isolíneas experimentales con valores $\lambda_1=76$ y $51 \mu\text{m}$, en una posición $y < 35 \text{ mm}$, tienden a alejarse del borde

de la palanquilla en la medida en que la longitud en y disminuye, este efecto se atribuye a que la velocidad de enfriamiento \dot{T} aumenta hacia el NLM de la palanquilla.

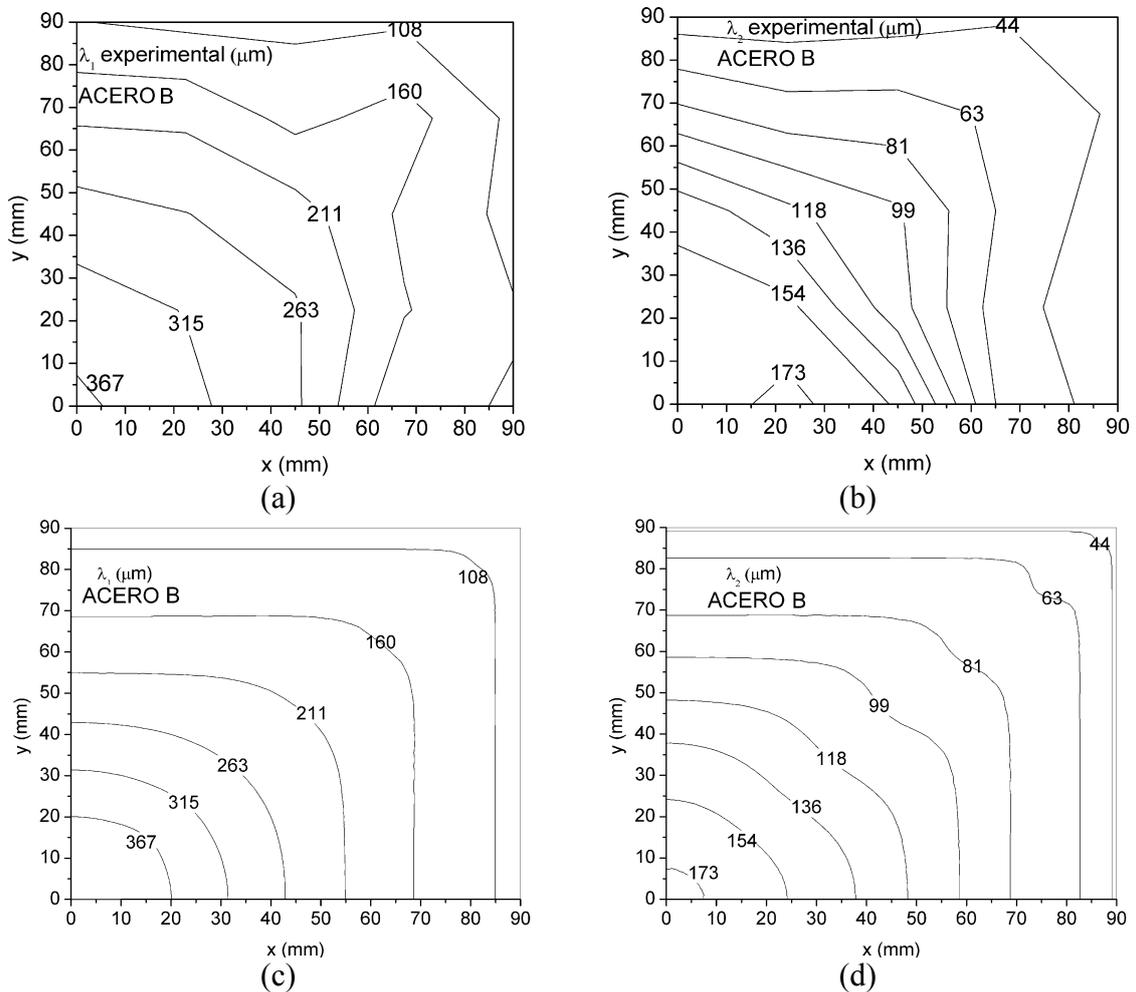


Fig. 3.28.- Espaciados dendríticos en un cuarto de palanquilla de acero B. (a) Lambda 1 experimental, (b) lambda 2 experimental, (c) Lambda 1 simulación numérica y (d) Lambda 2 simulación numérica

Por otra parte, para el acero B en la Fig. 3.28, en los mapas de contorno (a y c), existe similitud para λ_1 entre el mapa experimental y la simulación numérica, a excepción de la isolínea $\lambda_1 = 367 \mu\text{m}$. Asimismo, en la Fig. 3.28.b el mapa experimental de λ_2 muestra un punto de inflexión en la posición $y = 24 \text{ mm}$, que se propaga desde la isolínea $\lambda_2 = 44$ hasta la isolínea $\lambda_2 = 118 \mu\text{m}$. Es decir, en la misma posición del borde más calor se extrae durante el proceso de refrigeración. También, en el centro de la palanquilla se observa asimetría en la isolínea $\lambda_2 = 173 \mu\text{m}$, lo que demuestra que existe más liberación de calor por la cara sur-este.

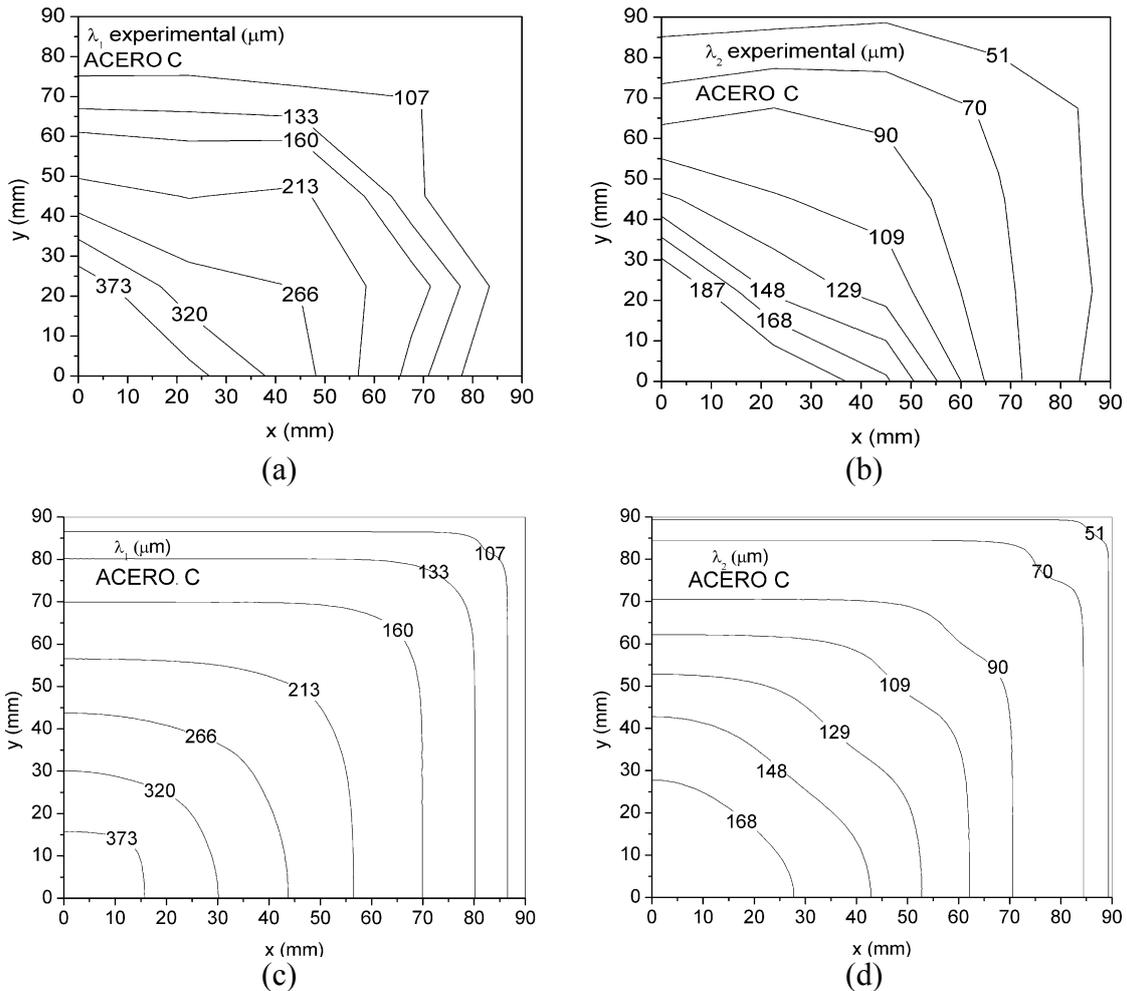


Fig. 3.29.- Espaciados dendríticos en un cuarto de palanquilla de acero C. (a) Lambda 1 experimental, (b) lambda 2 experimental, (c) Lambda 1 simulación numérica y (d) Lambda 2 simulación numérica

Para el acero C, al comparar los diagramas de contorno experimental (ver Fig. 3.29.a) y numérico (ver Fig. 3.29.c) se observa desfase en las isolíneas $\lambda_1 = 107$ y $\lambda_1 = 133 \mu m$. Además, las isolíneas $\lambda_1 = 320$ y $\lambda_1 = 373 \mu m$ se caracterizan por su similitud a una línea recta. Asimismo, en la Fig. 3.29.b en las líneas de contorno de λ_2 experimental se observa simetría. En las cercanías del origen cambian su concavidad, donde las isolíneas de λ_2 entre $187 \leq \lambda_2 < 109$ evolucionan como rectas entre los ejes de simetría. Sin embargo, hacia los bordes adquieren la forma de un cuarto de “rectángulo”.

En ambos mapas experimentales los resultados demuestran que hacia el nodo origen las curvas pierden la forma “rectangular”, dado que por la cara sur-oeste la extracción del calor es mayor que en la cara norte-este. Lo que implica que la velocidad de enfriamiento en las cercanías del nodo O se incrementa. Esto podría favorecer el

proceso, ya que previene la segregación hacia el centro de la palanquilla. En cambio, donde se extrae más calor, grandes subenfriamientos pueden afectar las propiedades mecánicas del material.

Asimismo, para el acero D en la Fig. 3.30 y en los mapas de contorno a y b se observa que las isolíneas experimentales de λ_1 y λ_2 tienen la simetría esperada después del proceso de colada continua y son muy concordantes con los resultados obtenidos en la simulación numérica. De otro modo, la isolínea experimental $\lambda_2 = 144 \mu\text{m}$ adquiere una forma peculiar difícil de simular, sin embargo, la aproximación obtenida es aceptable. Respecto del acero C, en las cercanías del nodo O la cantidad de calor extraído por la cara sur-oeste afecta en menor grado a la velocidad de enfriamiento.

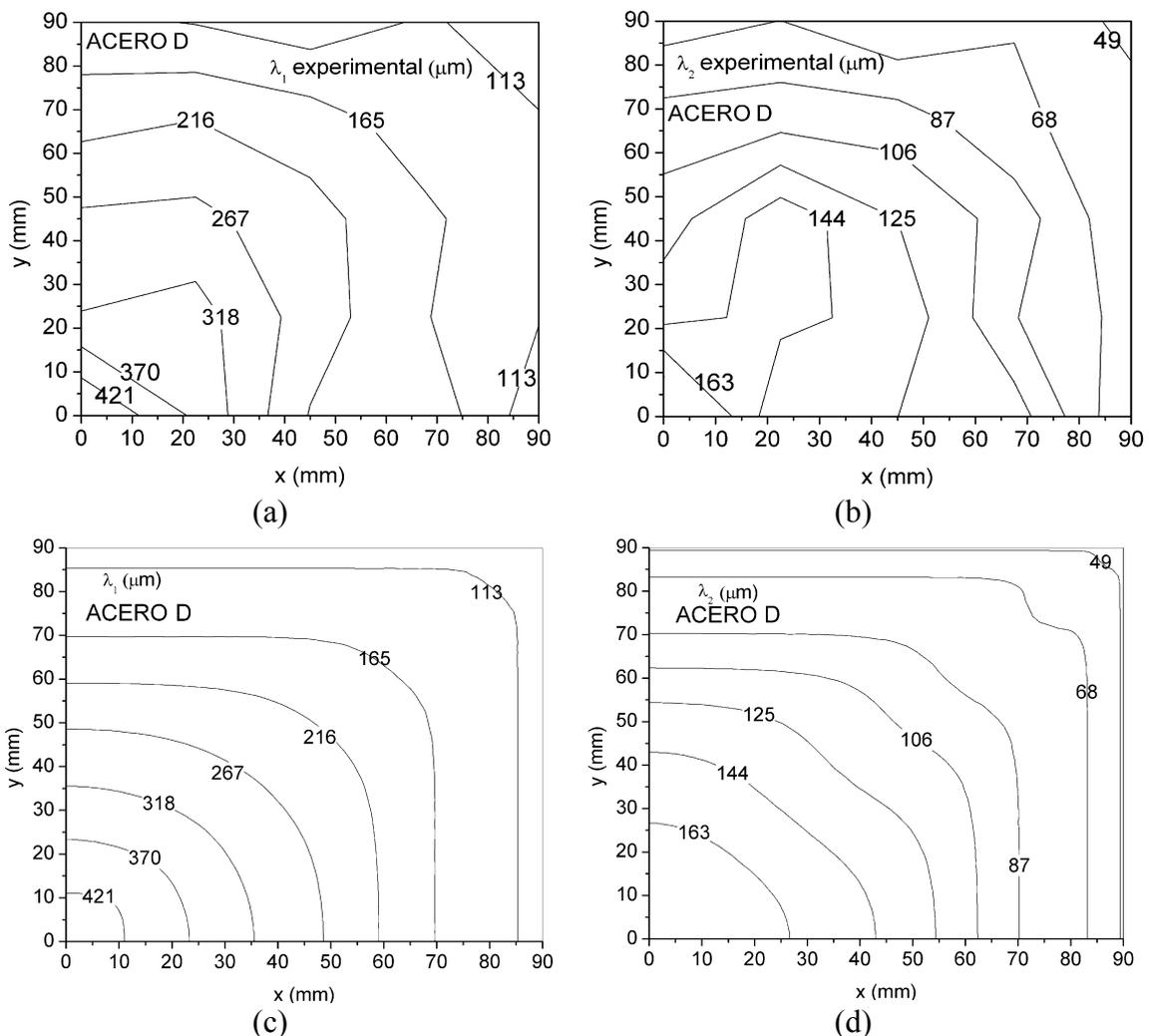


Fig. 3.30.- Espaciados dendríticos en un cuarto de palanquilla de acero D. (a) Lambda 1 experimental, (b) lambda 2 experimental, (c) Lambda 1 simulación numérica y (d) Lambda 2 simulación numérica

En la Fig. 3.31.a se observa en una posición $y < 45 \text{ mm}$ que las isolíneas son todas simétricas con excepción de la isolínea $\lambda_1 = 130 \mu\text{m}$ que cambia de dirección. También, en las figuras 3.31 a y c, se observa concordancia entre la simulación numérica y el resultado experimental de λ_1 . Asimismo, en la Fig. 3.31.b se observa que las isolíneas de λ_2 experimental en las cercanías del nodo O mantienen con mayor precisión la simetría. Sin embargo, el desfase de las isolíneas de λ_2 es notable respecto de las obtenidas en la Fig. 3.31.d.

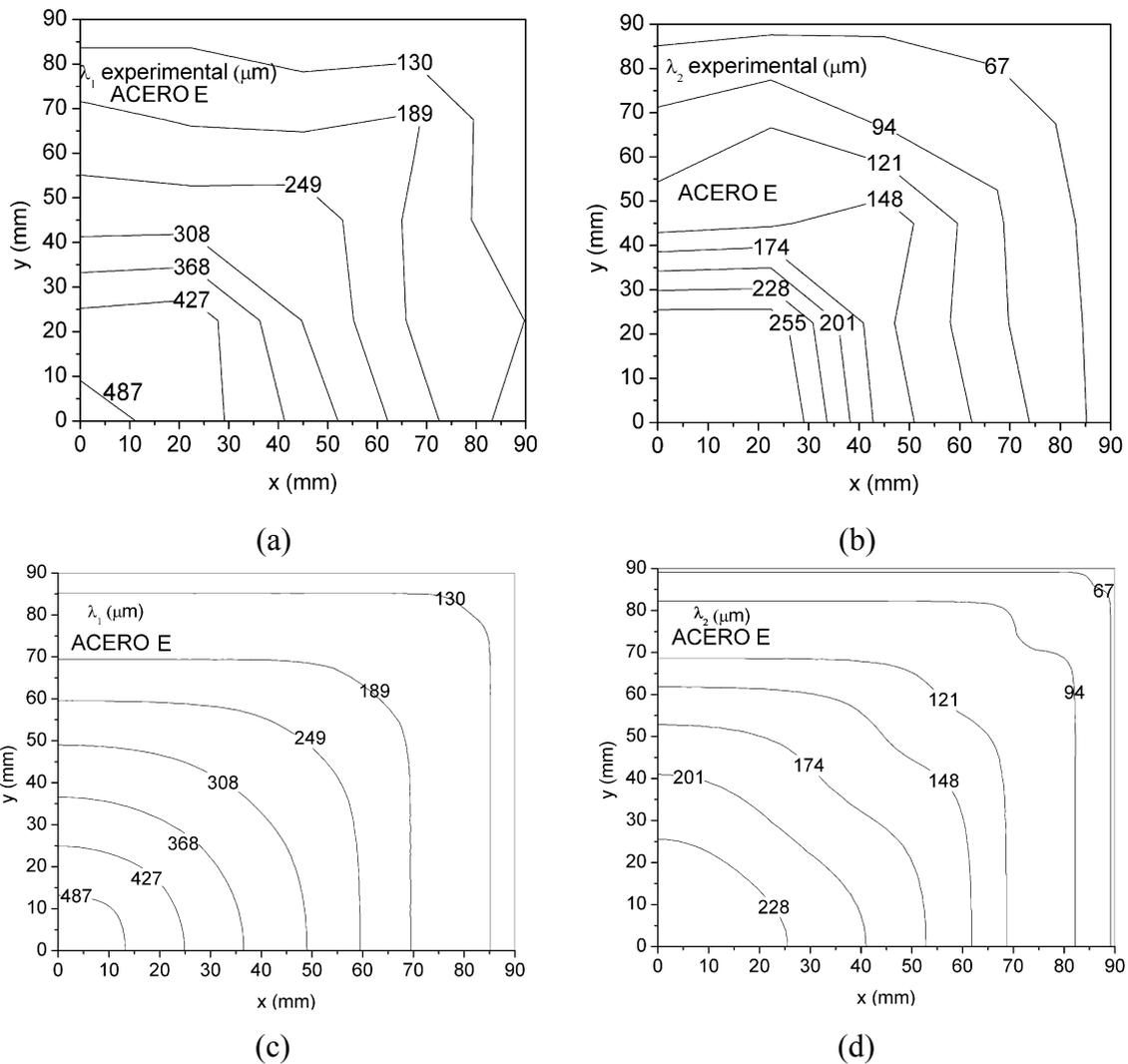


Fig. 3.31.- Espaciados dendríticos en un cuarto de palanquilla de acero E. (a) Lambda 1 experimental, (b) lambda 2 experimental, (c) Lambda 1 simulación numérica y (d) Lambda 2 simulación numérica

En la Fig. 3.32 en los mapas de contorno a y b, las isolíneas de los espaciados λ_1 y λ_2 experimental evolucionan en simetría. Asimismo, del ajuste numérico-experimental los

factores de correlación dan sobre 0.94, ver Tabla 3.8. Sin embargo, en las isóneas experimentales $\lambda_1 = 132$ y $\lambda_1 = 195 \mu m$ y $\lambda_2 < 117 \mu m$ se observa desfase en la posición con respecto a las mismas isóneas de la simulación numérica. También, se observa que las líneas de contorno conservan la concavidad hasta el origen. Sin embargo, las asimetrías en las isóneas $\lambda_1 = 506 \mu m$ y $\lambda_2 = 223 \mu m$, son debido a que en la segunda y tercera zona de enfriamiento la extracción de calor es más débil por la cara norte.

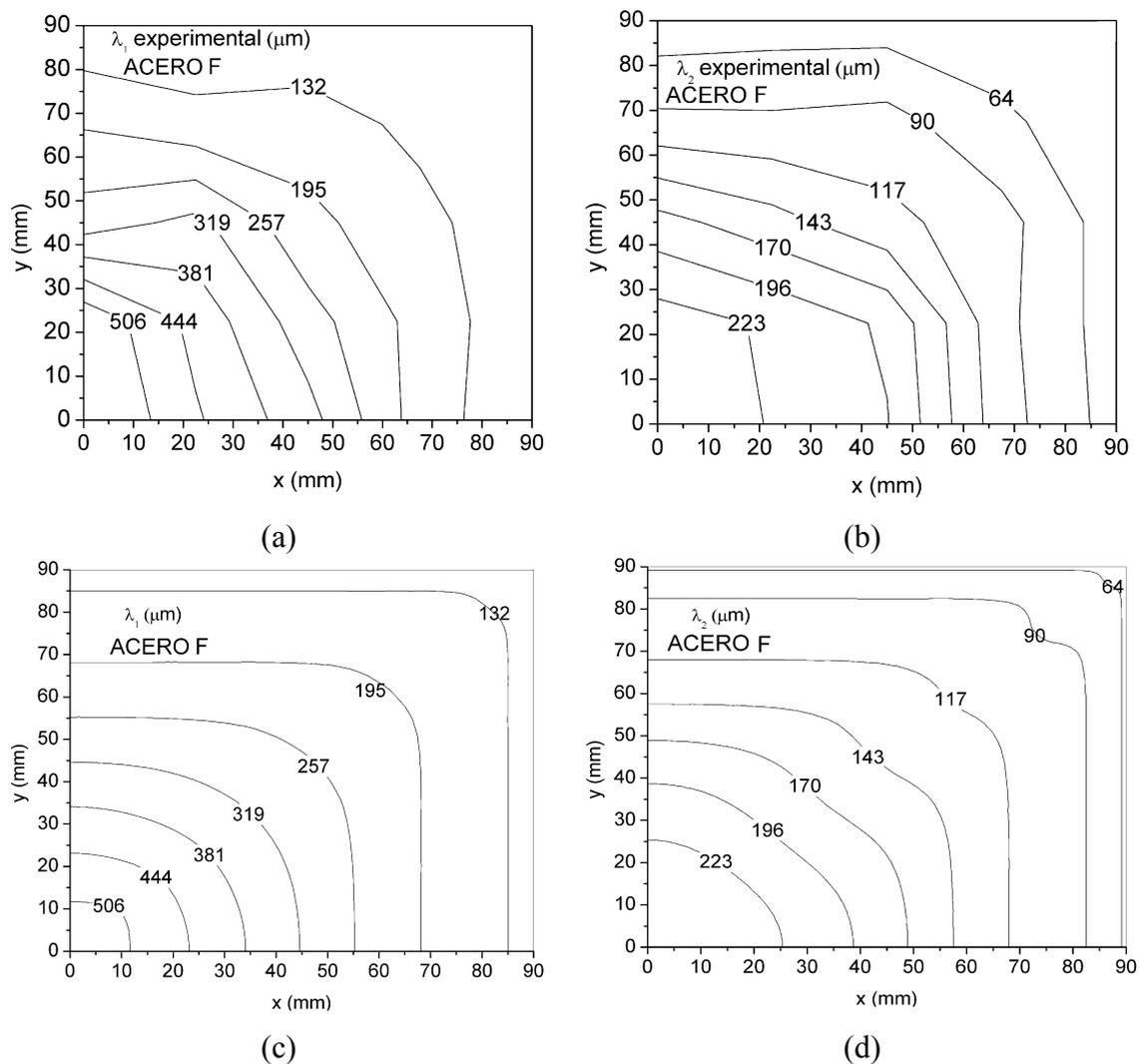


Fig. 3.32.- Espaciados dendríticos en un cuarto de palanquilla de acero F. (a) Lambda 1 experimental, (b) lambda 2 experimental, (c) Lambda 1 simulación numérica y (d) Lambda 2 simulación numérica

En la Tabla 3.9, se resumen los valores máximos (máx) y mínimos (mín) de los espaciados dendríticos primarios λ_1 y secundarios λ_2 , de la simulación numérica (SN) y de la medición experimental (E). Además, se obtiene el valor absoluto de la diferencia

de los espaciados dendríticos entre la simulación numérica y el valor experimental. Donde, las máximas diferencias absolutas son destacadas con negrita y subrayado.

(μm)/Acero	A	B	C	D	E	F
$\lambda_1 \text{ máx}_{SN}$	299	469	425	470	546	568
$\lambda_1 \text{ máx}_{E}$	337	379	479	483	513	587
$ \lambda_1 \text{ máx}_{SN} - \lambda_1 \text{ máx}_{E} $	38	<u>90</u>	54	13	33	19
$\lambda_1 \text{ mín}_{SN}$	44	<u>57</u>	61	63	72	72
$\lambda_1 \text{ mín}_{E}$	56	94	56	82	59	63
$ \lambda_1 \text{ mín}_{SN} - \lambda_1 \text{ mín}_{E} $	12	<u>37</u>	5	19	13	9
$\lambda_2 \text{ máx}_{SN}$	208	172	186	182	254	249
$\lambda_2 \text{ máx}_{E}$	173	179	222	212	301	334
$ \lambda_2 \text{ máx}_{SN} - \lambda_2 \text{ máx}_{E} $	35	7	36	30	47	<u>85</u>
$\lambda_2 \text{ mín}_{SN}$	28	26	31	30	40	38
$\lambda_2 \text{ mín}_{E}$	30	24	25	43	34	35
$ \lambda_2 \text{ mín}_{SN} - \lambda_2 \text{ mín}_{E} $	2	2	6	13	6	3

Tabla 3.9.- Máximos y mínimos de los espaciados dendríticos y diferencia absoluta entre éstos

3.3.7.3- Distribución del cociente entre el espaciado dendrítico primario y secundario para seis aceros industriales

Una vez que se ha obtenido la solución numérica de los espaciados dendríticos primarios y secundarios, se estudia el cociente entre éstos. Como se dijo anteriormente, este parámetro permite estimar la permeabilidad de la zona pastosa. Dos ecuaciones que relacionan el espaciado primario y secundario han sido reportadas en bibliografía, éstas son: $\lambda_1 = 2.0\lambda_2$ y $\lambda_1 = 2.6\lambda_2$, propuestas por: Imagumbai^[79] y Cicutti y Boeri^[80], respectivamente.

A propósito, en la Tabla 3.10 para los aceros A-F se obtiene el promedio de λ_1/λ_2 en un cuarto de palanquilla. Donde, para los aceros B y D los promedios de λ_1/λ_2 obtenidos con la simulación numérica tienen una mínima desviación respecto de la relación propuesta por Imagumbai. Asimismo, para el acero D el promedio de λ_1/λ_2 experimental es similar al propuesto por Imagumbai. De otro modo, el promedio experimental de λ_1/λ_2 del acero B es el más próximo a la relación propuesta por Cicutti y Boeri.

Promedio	A	B	C	D	E	F
λ_1/λ_2 Simulación Numérica	1.62	2.03	1.81	1.96	1.66	1.75
λ_1/λ_2 Experimental	1.76	2.53	1.75	2.01	1.80	1.77

Tabla 3.10.- Promedio del cociente entre lambda 1 y lambda 2 de la simulación numérica y la medición experimental en seis palanquillas de acero industrial

En el proceso de colada continua para varias concentraciones constantes de carbono debajo del 1%, los autores Wolf^[108] y más tarde Guo y Zhu^[104], para varios ensayos de solidificación a distintas velocidades de enfriamiento constantes entre $0.03 \leq \dot{T} \leq 5$ ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$), obtuvieron que el cociente de los espaciados dendríticos están en el siguiente rango $1.6 < \lambda_1 / \lambda_2 < 5$. Sin embargo, manteniendo fijo el porcentaje de carbono observaron que en la medida en que se incrementa λ_1 / λ_2 , también lo hace la velocidad de enfriamiento \dot{T} .

En la Fig. 3.33 , se observa que en la medida en que aumenta la velocidad de enfriamiento \dot{T} , el cociente λ_1 / λ_2 disminuye, la misma tendencia ha sido observada por Capurro y col.^[110] y Karlinski de Barcellos^[21], sin embargo, ésta difiere con la publicada por Wolf^[108] y Guo y Zhu^[104].

Por otro lado, Karlinski de Barcellos y col.^[21] para un acero de 0.53%C, obtienen mediante un ajuste lineal que el rango del cociente de los espaciados dendríticos es $2 < \lambda_1 / \lambda_2 < 4.2$. En este estudio para los aceros con 0.46 y 0.51 %C se han obtenido los siguientes rangos $1.96 < \lambda_1 / \lambda_2 < 2.62$ y $1.68 < \lambda_1 / \lambda_2 < 2.2$, respectivamente. El límite superior de λ_1 / λ_2 que obtuvieron Karlinski de Barcellos y col.^[21] se atribuye a que estudiaron aceros con alto contenido de Cr y además, usaron diferentes parámetros de operación en el proceso de solidificación.

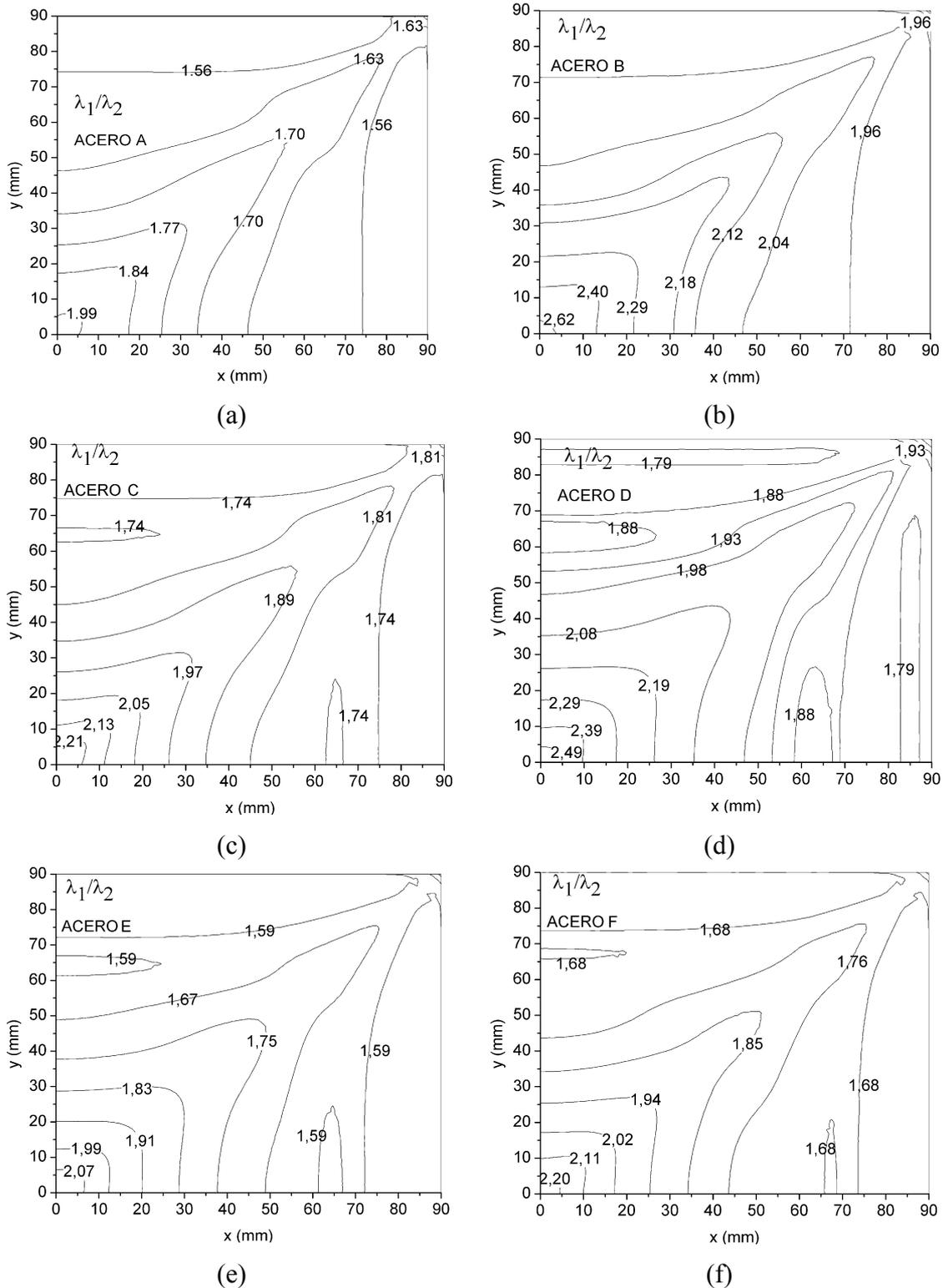


Fig. 3.33.- Simulación numérica del cociente entre el espaciado dendrítico primario y secundario en un cuarto de palanquilla industrial para los aceros A-F

3.3.7.4- Efectos de los parámetros de operación del proceso de colada continua sobre los espaciados dendríticos para tres aceros industriales

Se estudian los efectos que tienen la velocidad y la temperatura de colada, el flujo de agua de los rociadores y el contenido de C sobre los espaciados dendríticos. Para los aceros A, B y E, los efectos que tienen los parámetros de operación en la transferencia de calor fueron presentados en el capítulo 2 desde la Fig. 2.19 hasta la Fig. 2.28. Estos resultados son la base para explorar los efectos de los parámetros de operación en los espaciados dendríticos primarios y secundarios.

Efecto de la velocidad de colada:

En el proceso de colada continua de un planchón de $300 \times 320 \text{ mm}^2$ de un acero de 38MnVS , desde la superficie del planchón hasta una distancia de 16 mm , Xia y col.^[85] observaron que cuando la v_c aumenta desde 0.7 a 1.0 (m/min) , también lo hace λ_2 . Asimismo, en dos palanquillas de acero con 0.63 y $0.21\%C$, de dimensiones 140×140 y $150 \times 150 \text{ mm}^2$, para un incremento de la v_c desde 1.5 a 3.0 y 1.5 a 2.5 (m/min) , Cabrera y col.^[4] y Karlinski de Barcellos y col.^[21], respectivamente, observaron que λ_1 y λ_2 también lo hacen. Sin embargo, en ambos estudios muy cerca de la superficie de las palanquillas, λ_1 y λ_2 son similares para diferentes velocidades de colada. En el presente estudio, para los aceros A, B y E sobre la diagonal de la palanquilla en la Fig. 3.34 se observa que para un incremento de la v_c desde 1.2 a 1.8 (m/min) también lo hacen los espaciados dendríticos λ_1 y λ_2 , del mismo modo que Cabrera y col.^[4] y Karlinski de Barcellos y col.^[21]. Sin embargo, cerca de la superficie del material no se observa similitud con los resultados presentados por Xia y col.^[85].

Para las mismas condiciones de operación, un incremento de la v_c implica menor tiempo de residencia de la colada en el molde, y en consecuencia, disminución de la \dot{T} y por lo tanto, un aumento del tiempo de solidificación y en efecto, un incremento del espaciado dendrítico primario y secundario. Sin embargo, en la Fig. 3.34 pareciera que esto no se cumple para zonas cercanas a la superficie de la palanquilla, ya que las curvas de λ_1 y λ_2 son similares para diferentes velocidades de colada. La explicación tiene base en las ecuaciones 3.3 y 3.21. De acuerdo con la Tabla 2.20, la \dot{T} en el interior de la palanquilla es mínima y en el exterior es máxima, cuando \dot{T} es mínima los modelos de

λ_1 y λ_2 son extremadamente sensibles, sin embargo, hacia el exterior de la palanquilla la variación de \dot{T} prácticamente no altera la predicción de λ_1 y λ_2 .

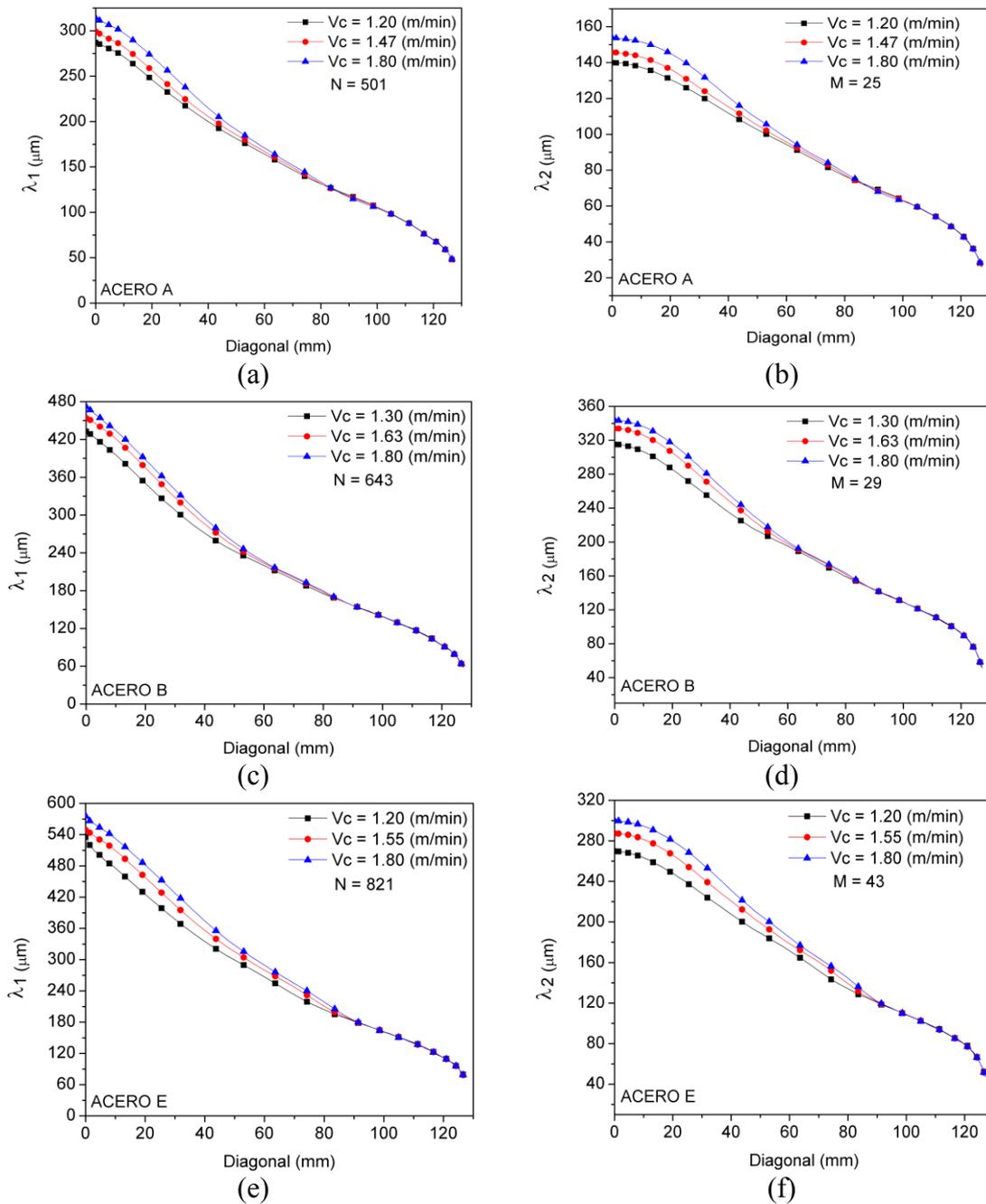


Fig. 3.34.- Efecto de la velocidad de colada en los espaciados dendríticos primarios y secundarios sobre la diagonal de la palanquilla para los aceros A, B y E

Efecto de la temperatura de colada:

Para un incremento del sobrecalentamiento ΔT desde 30 a 60°C, Cabrera y col.^[4] no observaron diferencias significativas en λ_1 y λ_2 , sin embargo, señalaron que se produce engrosamiento del espaciado interdendrítico en λ_1 y λ_2 . Un resultado similar obtuvieron

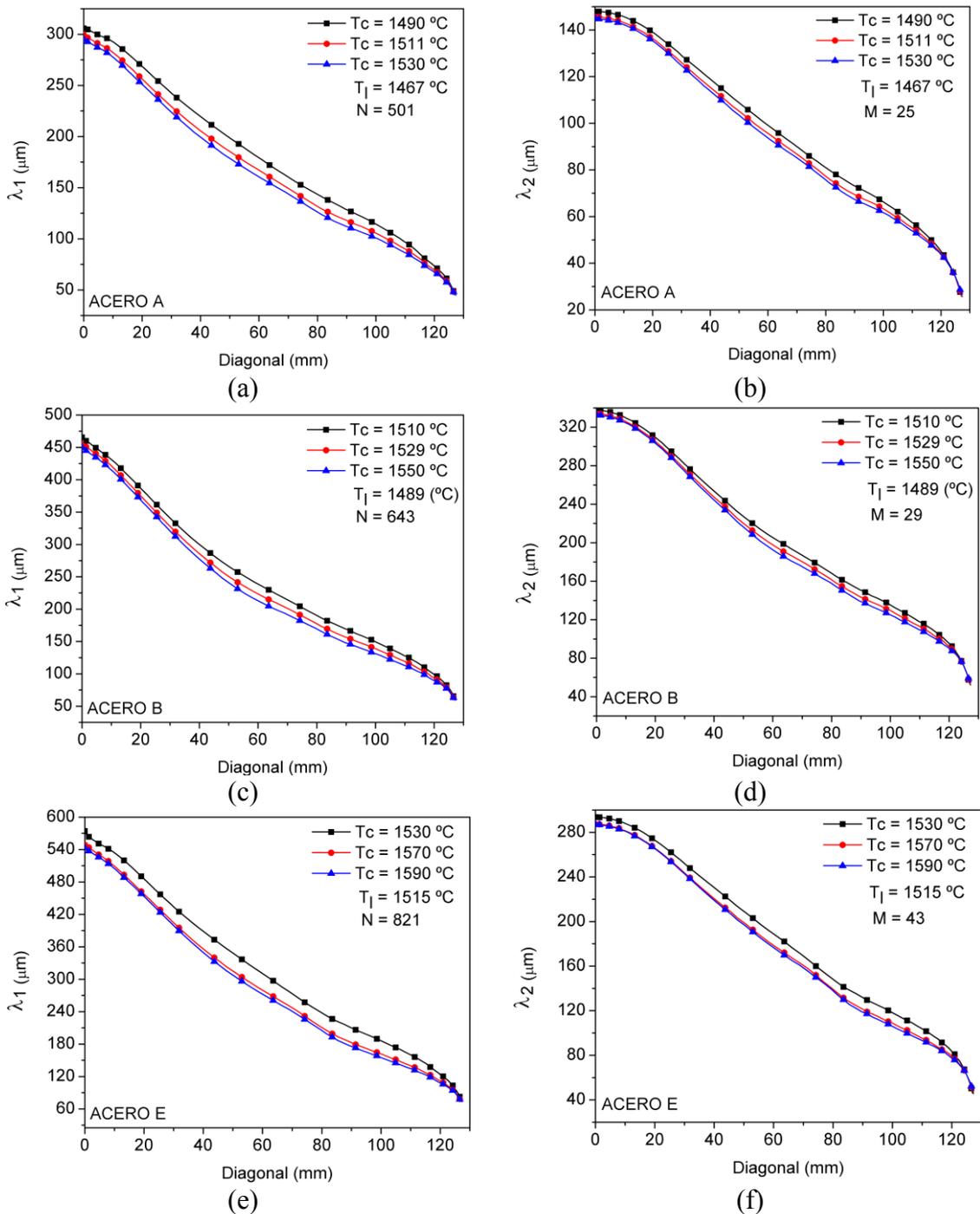


Fig. 3.35.- Efecto de la temperatura de colada en los espaciados dendríticos primarios y secundarios sobre la diagonal de la palanquilla para los aceros A, B y E

Xia y col.^[85], que justifican que un aumento del sobrecalentamiento ΔT desde 20 a 40°C, implica que el agua de refrigeración necesita absorber más calor, lo que hace que el tiempo de solidificación sea mayor y en consecuencia, que λ_2 se incremente.

En el presente estudio, en la Fig. 3.35 para los aceros A, B y E la variación del sobrecalentamiento ΔT desde 23 a 63, 21 a 61, y 15 a 75°C, respectivamente, reduce el espesor de la capa esponjosa en el centro de la palanquilla en promedio 0.32 m, implicando más liberación de calor sensible y por lo tanto, una disminución de λ_2 . De este modo, la formación de los espaciados dendríticos depende principalmente de la evolución del campo de temperaturas y por ende de las condiciones de operación particulares de cada proceso.

Además, en la Fig. 3.35 se observa que el efecto de la T_c comienza muy cerca del NLE de la palanquilla, éste se hace más notorio en la medida en que la posición sobre la diagonal de la palanquilla se aleja del NLE. Sin embargo, aún en las cercanías del NLE el efecto de la T_c se estabiliza para permanecer constante hasta el nodo O.

Efecto del flujo de agua de los rociadores:

En la fabricación de aceros con 0.03 a 0.06%C con el proceso de colada continua, para una combinación de enfriamiento débil en las zonas de rociadores, Isobe y col.^[75] observaron que λ_2 se incrementa. También, de la comparación entre un enfriamiento débil y otro ordinario en la extracción de calor en el molde, observaron que las diferencias de λ_2 comienzan desde el menisco. Sin embargo, en este estudio el modelo matemático utilizado para simular la extracción del flujo de calor en la zona del molde ha sido el mismo para los tres aceros en estudio.

Al igual que en bibliografía^[75], en la Fig. 3.36 para los aceros A, B y E se observa que en la medida en que se incrementa el flujo de agua de los rociadores disminuyen λ_1 y λ_2 . El efecto del flujo de agua de los rociadores es máximo en el nodo O y sobre la diagonal cerca del contorno de la palanquilla para una posición mayor que 95 mm, λ_1 y λ_2 son muy similares. Además, en la Fig. 2.28 en la gráficas a-c, para los aceros A, B y E en una posición de 1 m desde el menisco, se observa en la zona sólida que los

espesores medidos desde el NLM son 12.3, 13.1 y 13.4 mm, respectivamente. Lo que hace suponer que desde el NLE el espesor de la zona sólida mediría más milímetros. Por lo tanto, para los aceros A, B y E los espaciados dendríticos λ_1 y λ_2 que se forman sobre la diagonal hasta el final del molde, no reciben el efecto del flujo de agua de los rociadores, ver Fig. 3.36.

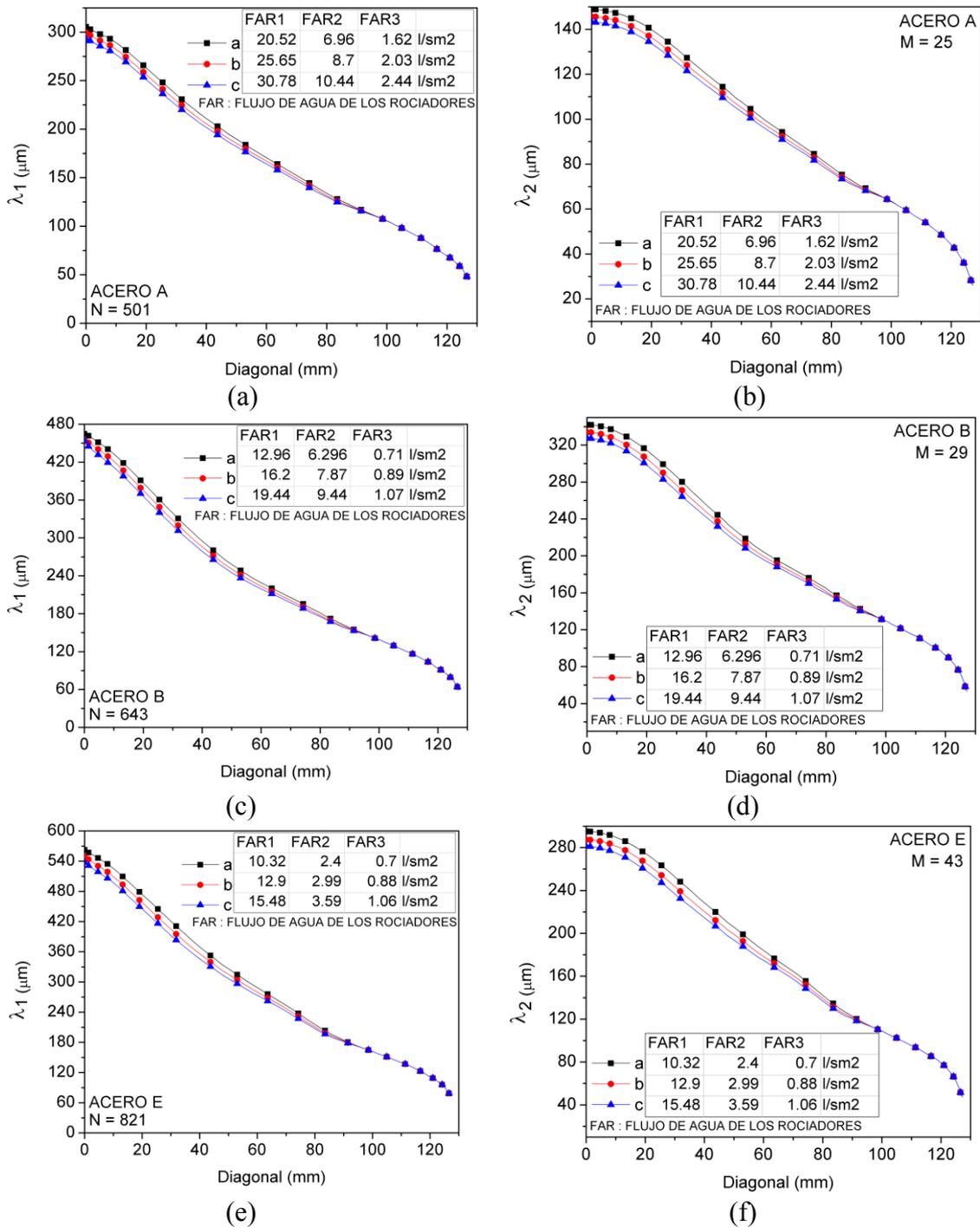


Fig. 3.36.- Efecto del flujo de agua de los rociadores en los espaciados primarios y secundarios en la diagonal de la palanquilla para los aceros A, B y E

Efecto del contenido de C:

Won y Thomas^[32] en base a varios estudios grafican λ_2 experimental como función de \dot{T} y el contenido de C. Entre 0.56-0.84 %C observaron que λ_2 disminuye cuando \dot{T} aumenta ó el porcentaje de C se incrementa ligeramente. Guo y Zhu^[104], desarrollan una expresión para determinar λ_2 por tramos de %C, como función de la \dot{T} y el %C. Durante la transformación de la ferrita δ , debido a la reacción peritética, en la medida en que el %C aumenta desde 0 a 0.15% C, para diferentes \dot{T} el λ_2 disminuye abruptamente. Después, la transformación de λ_2 es controlada por el proceso de engrosamiento. También, cuando el contenido de C aumenta ($C > 0.53\%$), λ_2 decrece ligeramente, porque la nucleación y el crecimiento suceden en la fase austenítica hasta que se completa la solidificación^[104]. Xia y col.^[85] observaron que λ_2 se incrementa en la medida en que el contenido de C aumenta desde 0.38 a 0.5%C ó que la distancia desde la superficie de la palanquilla se incrementa. Karlinski de Barcellos y col.^[21] miden experimentalmente λ_2 para cinco aceros entre 0.07-0.53%C y sus resultados demuestran que los espaciados dendríticos se incrementan para bajos %C, debido a que la estructura de solidificación es totalmente austenítica y sin formación de ferrita delta.

En la Fig. 3.37 se muestra el efecto del %C sobre los espaciados dendríticos λ_1 y λ_2 . Éste es más notable hacia el nodo O y más débil hacia las cercanías del NLE. El efecto del %C sobre λ_1 para los aceros A, B y E concuerda con el resultado experimental presentado por Karlinski de Barcellos y col.^[21]. Pero el efecto del %C sobre λ_2 para los aceros A, B y E difiere con la bibliografía^[21]. Por otro lado, para los aceros A, B y E la evolución de λ_2 está en acuerdo con Xia y col.^[85]. Asimismo, para los aceros B y E entre 0.368-0.55 y 0.175-0.35%C, respectivamente, los resultados de λ_2 del presente estudio están en acuerdo con los resultados experimentales presentados por Won y Thomas^[32] y Guo y Zhu^[104]. Sin embargo, esto no es así para el acero A y E entre 0.56-0.84 y 0.075-0.175%C, respectivamente.

Por otro lado, no se ha considerado la influencia del %C en las constantes M y N . Por esta razón, con las ecuaciones 3.19 y 3.33 propuestas en bibliografía^[4] para los aceros A, B y E en la Fig. 3.38 se estudia el efecto del %C en la evolución de λ_1 y λ_2 . Se

observa que el efecto del %C es más notable en la evolución de λ_1 y más aún cuando la posición sobre la diagonal está más cerca del centro de la palanquilla.

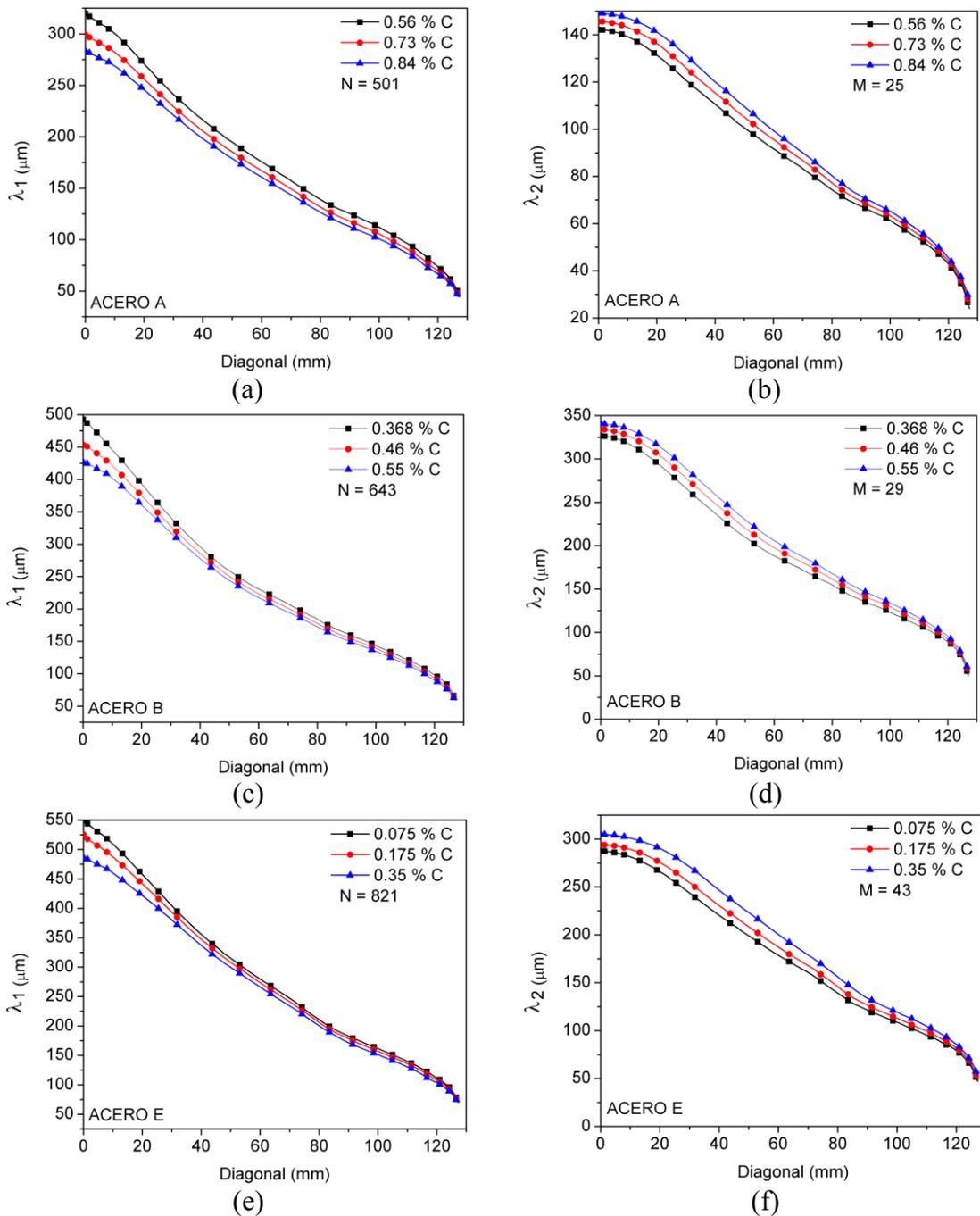


Fig. 3.37.- Efecto del contenido de C en los espaciados dendríticos primarios y secundarios sobre la diagonal de la palanquilla para los aceros A, B y E

En las figuras 3.37 y 3.38 se observa que la tendencia de las curvas de λ_2 son similares. Las constantes M y N no están dentro del orden de magnitud esperado, por esta razón,

se sugiere ampliar y dividir la base de datos en familias de aceros. De este modo, en el ajuste numérico-experimental de los parámetros N y M el error se podría minimizar.

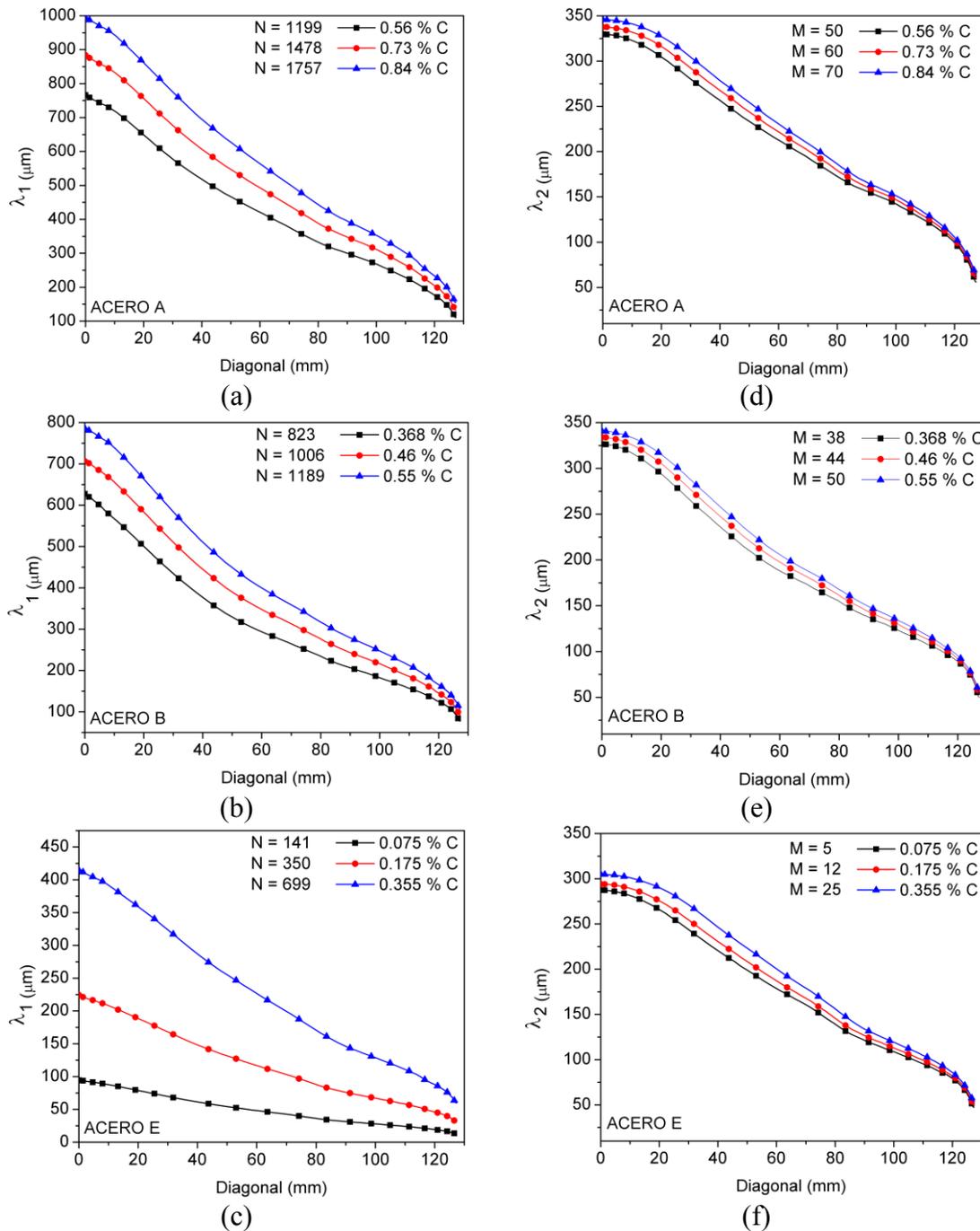


Fig. 3.38.- Efecto del contenido C en los espaciados dendríticos primarios y secundarios para los aceros A, B y E. Donde M y N son función de la composición química

3.4. CONCLUSIONES

Se ha elaborado un módulo micro que procesa la información entregada por el módulo macro y simula con modelos analíticos los espaciados dendríticos en aceros, bajo condiciones reales de operación. Además, el programa realiza un ajuste numérico-experimental de constantes que representan parámetros termo-físicos del material.

En el proceso de colada continua, se realiza el cálculo en dos dimensiones del ancho de la zona pastosa, que permite obtener la distribución del gradiente térmico. Además, se determina la distribución de los espaciados dendríticos λ_1 y λ_2 a través de una formulación macro-micro con modelos que son función de parámetros propios del material, del proceso térmico y de la composición química.

La validación del módulo micro se ha realizado con resultados experimentales de λ_1 y λ_2 presentados en bibliografía y con la caracterización de λ_1 y λ_2 obtenida en el presente estudio.

En el primer caso, se simula y se valida la transferencia de calor para una palanquilla de acero de dimensiones $140 \times 140 \text{ mm}^2$. Se obtiene del ajuste numérico-experimental los parámetros $N = 740$ y $M = 58$ con un error relativo de $e_{rel} = 0.0750$ y $e_{rel} = 0.0175$, respectivamente. Las isolíneas de λ_1 desde el NLE hacia el O se terminan de ajustar bien. Sin embargo, en las cercanías del origen las isolíneas experimentales de λ_1 no siguen la misma tendencia. Con el ajuste numérico-experimental de λ_2 se consigue un resultado que simula satisfactoriamente los resultados experimentales.

En el segundo caso, la transferencia de calor se simula para una palanquilla de $180 \times 180 \text{ mm}^2$ con los datos de operación del proceso de colada continua proporcionados por la acería Global Steel Wire S.A. Para un acero de $0.43\%C$, se ha caracterizado en un cuarto de la palanquilla los espaciados dendríticos λ_1 y λ_2 . Con la metodología del ajuste numérico-experimental se ha determinado para λ_1 y λ_2 que $N = 798$ y $M = 27$, respectivamente. Estos parámetros permiten simular λ_1 y λ_2 , sin embargo, se observa en el mapa experimental de λ_1 y λ_2 , que las isolíneas en las cercanías del origen son asimétricas, subsanar este problema en la simulación numérica podría tener su base en la imposición de condiciones de borde asimétricas para el flujo de calor.

La simulación numérica de los espaciados dendríticos λ_1 y λ_2 jamás coincidirán con las mediciones experimentales en un 98 o 99%, porque el simulador no toma en cuenta el acomodo cristalino durante la solidificación.

Para seis aceros industriales (A-F) se han determinado los parámetros N y M , que dan lugar a seis nuevas ecuaciones de λ_1 y λ_2 . El factor de correlación r^2 máximo y mínimo obtenidos para N son: $r_{máximo}^2 = 0.97$ y $r_{mínimo}^2 = 0.91$ y para M son: $r_{máximo}^2 = 0.95$ y $r_{mínimo}^2 = 0.87$, respectivamente. Estos valores indican una correlación positiva y debido a la cercanía que tienen con el valor 1 no existe la necesidad de explorar otros modelos de espaciados dendríticos. De este modo, se realiza la predicción de los espaciados dendríticos para los aceros A-F en la diagonal de la palanquilla y en un cuarto de ésta. Para el parámetro M el factor de correlación mínimo ($r^2 = 0.87$) es para el acero D, no obstante, se observa para este acero que el ajuste de λ_2 en la diagonal de la palanquilla presenta menos desviación que el acero F ($r^2 = 0.95$), sin embargo, las dudas se despejan al observar la simulación bidimensional de λ_2 .

Para los aceros A-F, la distribución de los espaciados dendríticos en la línea diagonal de la palanquilla sigue la misma evolución presentada por otros autores. Asimismo, el promedio del cociente λ_1/λ_2 en un cuarto de palanquilla para la simulación numérica y para la medición experimental fluctúa entre $1.62 < \lambda_1/\lambda_2 < 2.03$ y $1.75 < \lambda_1/\lambda_2 < 2.53$, respectivamente. Por lo tanto, existe acuerdo con las investigaciones que han caracterizado en aceros este cociente como un valor constante. También, en las isolíneas de la distribución de λ_1/λ_2 se observa muy cerca del origen que una isolínea tiene la forma de un cuarto de cuadrado pero con su vértice en forma de semicircunferencia. Pero en la medida en que las isolíneas están más cerca del NLE la semicircunferencia es cada vez más ovalada adquiriendo forma de flecha.

En un cuarto de palanquilla para los aceros A, B y E, se analizaron los efectos de la velocidad y temperatura de colada, flujo de agua de los rociadores y %C sobre los espaciados dendríticos primarios y secundarios.

En la línea diagonal de la palanquilla para una posición mayor a 80 mm, no se observa el efecto de la variación de la velocidad de colada y del flujo de agua de los rociadores

sobre λ_1 y λ_2 . En el primer caso, debido a que los modelos analíticos de λ_1 y λ_2 son muy sensibles para velocidades de enfriamiento menores a 1. El segundo caso, debido a que la condición de enfriamiento del molde no fue alterada.

El efecto de la variación de la temperatura de colada y del %C se observa sobre toda la diagonal de la palanquilla en λ_1 y λ_2 . En la medida en que la temperatura de colada se incrementa λ_1 y λ_2 disminuyen. Cuando el %C se incrementa λ_2 también lo hace y λ_1 disminuye. Sin embargo, si se consideran los parámetros termo-físicos M y N como función del %C, λ_1 y λ_2 se incrementan.

En el capítulo de transferencia de calor, se observó que el efecto de la velocidad de colada y del flujo de agua de los rociadores en la evolución del campo de temperaturas son más notables que los efectos que producen la variación de la temperatura de colada y la composición química del C. Sin embargo, no se debe confundir el efecto que tiene un parámetro en el campo de temperaturas con el efecto en la evolución del proceso de solidificación. Esto puede ser corroborado en la variación del tiempo de solidificación en el centro de la palanquilla y en la evolución de los espaciados dendríticos.

CAPÍTULO 4. SEGREGACIÓN

4.1. INTRODUCCIÓN

La obtención de productos de acero por colada continua^[111] y especialmente palanquillas, hace que ahora tengan especial interés la homogeneidad química en toda la sección, las modificaciones en el carácter de la precipitación (tamaño, morfología y distribución) de diversos compuestos metálicos y no metálicos (sulfuros, óxido, carburos y nitruros) debido a las relativas altas velocidades de solidificación y enfriamiento que pueden estar involucradas, y finalmente, la evolución de la microestructura durante la posterior laminación así como la posibilidad de precipitación inducida por deformación.

Cuando una aleación metálica solidifica, el sólido que se forma tiene una composición química diferente a la del líquido del cual está solidificando. Por tal motivo, la distribución de soluto en el sólido generalmente será diferente a la que tenía el líquido antes de solidificar. Es decir, debido al proceso de segregación para algunos componentes químicos la cantidad remanente de composición sólida C_s en el líquido es diferente a la composición inicial nominal C_0 . De este modo, se define segregación como distribución espacial heterogénea de los elementos de la aleación, por lo que algunas zonas serán más ricas en soluto y otras más empobrecidas. Esta redistribución producida por efectos cinéticos y dinámicos involucrados en la solidificación (necesidad de tiempo y activación térmica para una difusión efectiva) puede resultar en la formación de segundas fases de no equilibrio (usualmente frágiles), en porosidades y en heterogeneidades en la concentración de las fases involucradas. Estas situaciones producen un material con propiedades físicas y mecánicas no uniformes.

Las aleaciones metálicas, salvo excepciones, suelen solidificar, especialmente en condiciones industriales, en intercaras dendríticas. Dicha morfología da lugar a rechazo o segregación longitudinal y/o lateral de soluto. El primero tradicionalmente se ha considerado responsable de la macrosegregación, mientras que el segundo es responsable de la microsegregación. Ambos tipos de segregación tienen un fuerte efecto sobre las propiedades mecánicas finales, y puesto que con la inclusión de la laminación directa no es posible el uso de encarecedores tratamientos térmicos de homogeneización

química debe procederse a mantener controlados ambos fenómenos. De este modo, este capítulo se centrará en el estudio de la microsegregación y la macrosegregación, con el fin de desarrollar una formulación mixta para predecir la segregación en palanquillas de acero.

4.2. MICROSEGREGACIÓN

Durante la solidificación de una aleación metálica, desde la intercara líquido-sólido, el soluto rechazado lateralmente de las dendritas secundarias se redistribuye por difusión en un entorno local de 10 a 300 μm . Si el soluto es rechazado en un corto alcance se produce la microsegregación.

En el proceso de colada continua durante la solidificación la microsegregación es consecuencia del transporte de soluto por difusión y está íntimamente relacionada con la forma y crecimiento de las dendritas, la naturaleza de las fases de solidificación y las reacciones de precipitación, temperaturas y velocidades de enfriamiento involucradas. Para analizar los efectos de la microsegregación, en función de la consideración más o menos compleja de la difusión tanto en fase líquida como sólida, en bibliografía se han propuesto varios modelos matemáticos a partir de la teoría de la redistribución local de soluto^[33], en primer lugar, para aleaciones binarias^[26-30] y después, para aleaciones con multicomponentes^[31-32]. A continuación, se estudia a partir de un diagrama de fases binario simplificado la relación entre parámetros involucrados en los modelos de microsegregación, y más adelante, se presentan los modelos clásicos para aleaciones binarias y de multicomponentes.

Un diagrama de fases binario se presenta en la Fig. 4.1, donde se observan las fases líquida y sólidas, δ y γ que suceden antes, durante y después de la solidificación. También, se destaca el punto eutéctico y las líneas liquidus y solidus, que son representadas matemáticamente con la siguiente ecuación de la recta.

$$T = mC + T_f \quad \text{Ec. 4.1}$$

De forma general, en la Ec. 4.1 m es la pendiente de las líneas liquidus ó solidus, es decir, m_l ó m_s , respectivamente y C es la concentración en porcentaje de masa de las fases líquida ó sólida, C_l ó C_s , respectivamente. Asumiendo que las líneas liquidus y solidus son rectas, el cociente entre las pendientes m_l y m_s se denomina como el coeficiente de distribución en equilibrio k , y su valor suele ser inferior a 1 lo que indica que las especies de interés tienen preferencia por la fase líquida, estructura comparativamente más “abierta” que la fase sólida. El coeficiente de distribución k se define por tanto como:

$$k = \frac{m_l}{m_s} = \frac{C_s}{C_l} = \frac{T_f - T_l}{T_f - T_s} \quad \text{Ec. 4.2}$$

Puede observarse que sustituyendo la Ec. 4.1 en la Ec. 4.2 se obtiene el coeficiente de distribución en función de las concentraciones solidus C_s y liquidus C_l , así como también, podría ser expresado en función de las temperaturas de fusión T_f , liquidus T_l y solidus T_s . Otra relación de interés para el estudio de la microsegregación es la Ec. 4.3 entre la fracción de volumen sólido f_s y la fracción de volumen líquido f_l .

$$f_s + f_l = 1 \quad \text{Ec. 4.3}$$

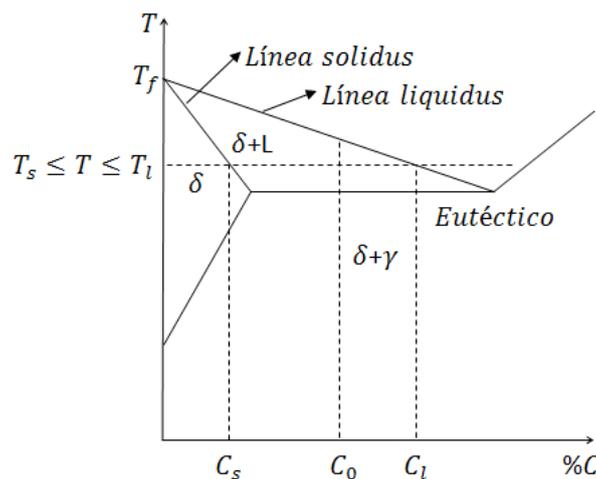


Fig. 4.1.- Diagrama binario de fases hipotético

El estudio clásico de la redistribución de soluto^[26-27], parte en el diagrama de equilibrio (ver Fig. 4.1) con el uso de la regla de la palanca. De este modo, en el proceso de solidificación de una morfología dendrítica tipo placa unidimensional, ver Fig. 4.2.a, se

asume que la difusión de soluto es completa (es decir, extremadamente rápida) y ambas fases, sólida y líquida, están en completo equilibrio, de modo que la concentración en el sólido C_s es homogénea e igual a la concentración en la intercara C_s^i y está relacionada con la composición inicial de soluto C_0 , por lo tanto, se tiene:

$$f_s C_s + f_l C_l = C_0 \quad \text{Ec. 4.4}$$

Por un lado, de la Ec. 4.2 la concentración del líquido es $C_l = C_s/k$ y por otro lado, de la Ec. 4.3 la fracción de volumen líquido es $f_l = 1 - f_s$. Entonces, reemplazando ambas ecuaciones en la Ec. 4.4, se llega a la forma clásica de la regla de la palanca.

$$C_s = C_s^i = \frac{k C_0}{1 + f_s (k - 1)} \quad \text{Ec. 4.5}$$

Las limitaciones de la regla de la palanca son, por un lado, que la redistribución de soluto se desarrolla en completo equilibrio, y por lo tanto, no existe microsegregación porque el valor de la concentración sólida al final de la solidificación es igual a la concentración nominal C_0 . Por otro lado, se ha demostrado que en general es inexacta pues la velocidad de solidificación es normalmente mayor que la difusión en ambas fases. Por estas razones, se han desarrollado teorías más realistas al asumir que ambas fases sólo están en equilibrio en la intercara, y no en todo el sistema.

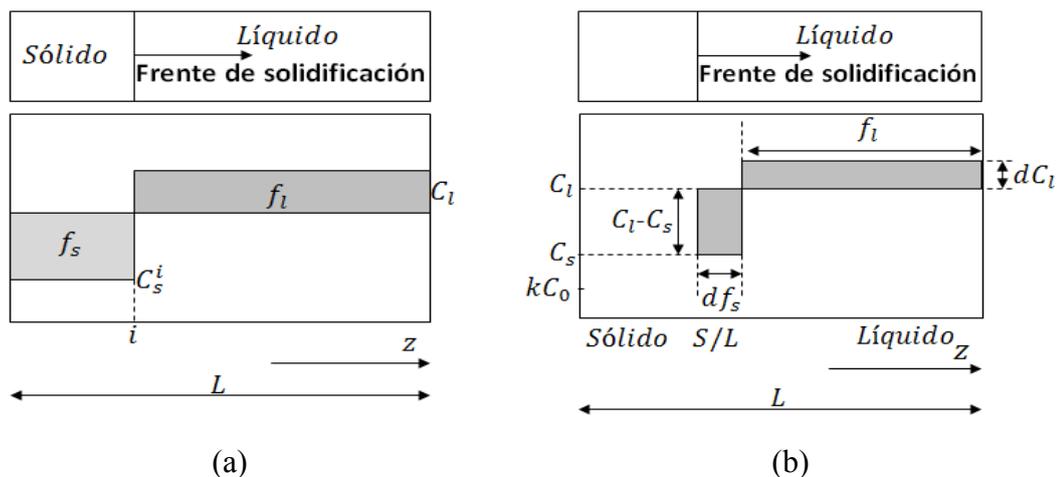


Fig. 4.2.- Esquema de la solidificación en la intercara de la dendrita. (a) Regla de la palanca y (b) regla de Scheil.

En la Fig. 4.2.b se observa la solidificación de una morfología dendrítica en una dimensión donde las áreas sombreadas representan la cantidad de soluto en el líquido y el sólido. En este caso, se asume una mezcla completa en el líquido, que la densidad del líquido es igual a la del sólido, además, no hay difusión en el sólido y también, existe equilibrio local en la intercara.

En la medida en que el material solidifica, una variación diferencial en la fracción sólida (df_s) ó un infinitesimal avance del frente de solidificación, produce una variación diferencial de la concentración del líquido (dC_l) en la fracción del líquido.

$$(C_l - C_s)Ldf_s = f_lLdC_l \quad \text{Ec. 4.6}$$

El tratamiento de inequilibrio^[26-27], considera que no existe difusión en estado sólido pero sí es efectiva en estado líquido. Entonces, reemplazando las ecuaciones 4.2 y 4.3 e integrando la fracción sólida entre 0 y f_s , y la concentración del líquido C_l entre C_0 y C_l se obtiene la ecuación de la palanca de no equilibrio ó la clásica ecuación de Scheil.

$$C_s = C_s^i = kC_0(1 - f_s)^{k-1} \quad \text{Ec. 4.7}$$

La ecuación de Scheil caracteriza una evolución más rápida de la difusión de soluto en la fase líquida, por lo tanto, antes de que la solidificación se complete la concentración sólida es igual a la nominal ($C_s = C_0$). Hasta este punto no existe microsegregación. Sin embargo, si la solidificación sigue avanzando el modelo de inequilibrio continuará con la difusión de soluto, en consecuencia, la microsegregación aparecería ($C_s > C_0$). Cuando la f_s es cercana a 1 la concentración sólida adquiere un valor casi infinito, situación considerada experimentalmente inviable con la ecuación de Scheil, porque carece de sentido físico. Por esta razón, no es la mejor expresión para calcular la difusión de soluto al final de la solidificación.

Sin embargo, las Ecs. 4.5 y 4.7 representan la banda de valores entre los que deben estar evolucionando las composiciones químicas de los solutos segregados. Brody y Flemings^[28] ofrecieron un tratamiento más razonable al admitir difusión desde la intercara de solidificación a la fase sólida, ver la Fig. 4.3:

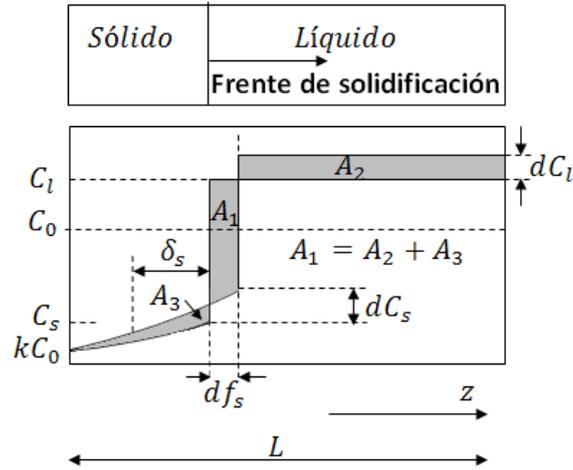


Fig. 4.3.- Esquema de la solidificación con difusión de soluto desde la intercara a la fase sólida de la dendrita, imagen adaptada de Kurz y Fisher^[101]

Asimismo, siguiendo el mismo análisis de la ecuación de Scheil, se añade el término correspondiente al área A_3 , que representa la difusión hacia atrás en el sólido (back-diffusion) y de este modo, se obtiene la siguiente ecuación diferencial.

$$(C_l - C_s)Ldf_s = (1 - f_s)LdC_l + \frac{1}{2}\delta_s dC_s \quad \text{Ec. 4.8}$$

De la Ec. 4.8 la difusión de la intercara hacia el sólido es δ_s y se define como:

$$\delta_s = \frac{2D_s}{V} \quad \text{Ec. 4.9}$$

donde D_s es la difusividad en el sólido (en m^2/s) y V es la velocidad de avance de la intercara (en m/s), que se define como el cociente entre la longitud y el tiempo de solidificación local, L/t_f . Si se asume k constante y que la difusión no afecta en gran manera al gradiente de concentración en el sólido de la intercara, reemplazando la Ec. 4.9 en la Ec. 4.8, e integrando la fracción sólida entre 0 y f_s , y la concentración del líquido C_l entre C_0 y C_l y reagrupando los términos se obtiene el modelo de Brody y Flemings^[28].

$$C_s = C_s^i = kC_0[1 - (1 - 2\alpha k)f_s]^{(k-1)/(1-2\alpha k)} \quad \text{Ec. 4.10}$$

La constante α está relacionada con la longitud L recorrida por la difusión de soluto (que se asume como dos veces el apropiado espaciado interdendrítico λ), con el tiempo de solidificación local t_f y con el coeficiente de difusión de soluto en el sólido D_s . También, el parámetro α es una constante denominada la retrodifusión o difusión del soluto segregado en la fase sólida^[29] y se obtiene del desarrollo integral de la ecuación diferencial 4.8, al agrupar los términos D_s , t_f y λ como se observa en la ecuación 4.11.

$$\alpha = 4D_s t_f / \lambda^2 \quad \text{Ec. 4.11}$$

Para cinco valores de α que varían desde 0 a 100, en la Fig. 4.4 se realiza un análisis simple del modelo de Brody y Flemings. Por un lado, se presenta la evolución de la concentración sólida C_s y la concentración líquida C_l , y por otro lado, se muestra la evolución del cociente adimensional C_s/C_0 . Los parámetros utilizados para la simulación son, la concentración nominal $C_0 = 0.23$ y el coeficiente de distribución $k = 0.2$.

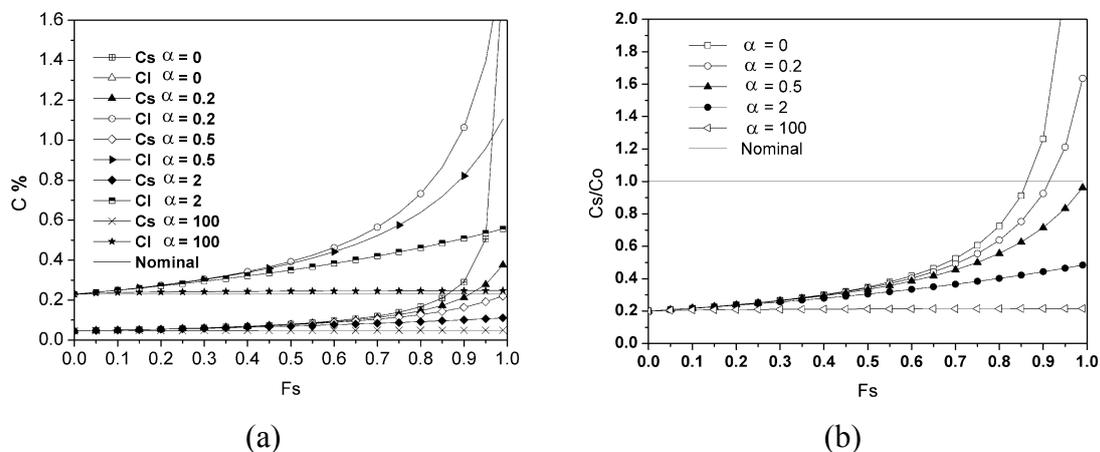


Fig. 4.4.- Evolución de la concentración sólida C_s , concentración líquida C_l y el cociente entre la concentración sólida y la concentración nominal C_s/C_0

En la Fig. 4.4.a, se observa que la ecuación de Brody Fleming adquiere la forma de la ecuación de Scheil ($\alpha = 0$) y para $f_s \approx 0.95$ la C_s alcanza un valor muy alto que carece de sentido físico. En la otra banda, se observa que la ecuación de Brody Fleming adquiere la forma de la regla de palanca o completo equilibrio ($\alpha = 0.5$), y para $f_s = 1$ la C_s es igual a la C_0 ó dicho de otro modo $C_s/C_0 = 1$, ver la Fig. 4.4.b.

También, al final de la solidificación el proceso de difusión tiende a cero cuando $\alpha \gg 0.5$. Por ejemplo, cuando $\alpha = 100$ la C_s permanece prácticamente constante hasta $f_s = 1$. De otro modo, se observa que la difusión de soluto no es completa cuando $\alpha = 2.0$ y $f_s = 1$, es decir, la C_s es menor que C_0 . Esto último, se podría interpretar como una zona empobrecida de algún componente químico de la aleación.

Sin embargo, para que la microsegregación exista después de la solidificación y que ésta sea físicamente aceptable el rango de α debe ser de 0 a 0.5^[29,31]. Por ello Clyne y Kurz^[29] propusieron una expresión matemática que elimina empíricamente tales problemas del modelo de Brody y Flemings, introduciendo un coeficiente efectivo de retrodifusión γ en la Ec. 4.10, que se reescribe como:

$$C_s = C_s^i = kC_0[1 - (1 - 2\gamma k)f_s]^{\frac{(k-1)}{(1-2\gamma k)}} \quad \text{Ec. 4.12}$$

donde el coeficiente de retrodifusión γ se relaciona con α del siguiente modo:

$$\gamma = \alpha \left[1 - \exp\left(-\frac{1}{\alpha}\right) \right] - \frac{1}{2} \exp\left(-\frac{1}{2\alpha}\right) \quad \text{Ec. 4.13}$$

Con este artilugio matemático se consigue que para cualquier valor de α el coeficiente efectivo de retrodifusión γ varíe en el siguiente rango $0 < \gamma < 0.5$. De este manera, para cualquier valor de γ , al final de la solidificación ($f_s = 1$), siempre la difusión será completa y además, existirá microsegregación de algún elemento de la aleación, excepto cuando $\gamma = 0.5$. En la Fig. 4.5 se observa la variación del parámetro α vs γ .

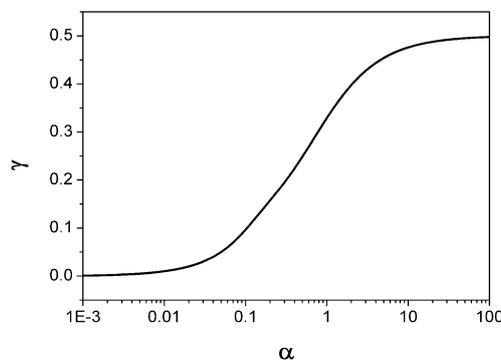


Fig. 4.5.- Evolución del coeficiente efectivo de retrodifusión gamma vs el coeficiente de retrodifusión alfa

En la misma línea, Ohnaka^[112] asumió que la concentración de soluto a lo largo de la dendrita variaba de forma polinómica con la distancia, es decir, ($C_s = a + bx + cx^2$) y resolviendo la ecuación de Brody y Flemings concluyó lo siguiente:

$$2\gamma = \frac{2\alpha}{1 + 2\alpha} = \Omega \quad \text{Ec. 4.14}$$

Por otro lado, Kobayashi^[113] fue capaz de encontrar una solución exacta para la ecuación de Brody y Flemings en forma de una compleja serie infinita. Desarrolló asimismo aproximaciones de primer y segundo orden a la serie anterior. La solución de primer orden resultó igual al modelo de Ohnaka, mientras que la de segundo orden se representa en la Ec. 4.15.

$$C_s = C_s^i = kC_0\xi \left[1 + \frac{k(1-k)\Omega^3}{4\alpha(1-\Omega k)^3} Q \right] \quad \text{Ec. 4.15}$$

donde Ω viene dada por la ecuación Ec. 4.14, y ξ y Q por las ecuaciones 4.16 y 4.17, respectivamente.

$$\xi = [1 - (1 - \Omega)f_s]^{(k-1)/(1-\Omega k)} \quad \text{Ec. 4.16}$$

$$Q = \left[1 - \frac{k(1+\Omega)}{2} \right] \left(\frac{1}{\xi^2} - 1 \right) - 5 \left[1 - \frac{k(2+3\Omega)}{5} \right] \left(\frac{1}{\xi} - 1 \right) - \left[1 - \frac{k(1+2\Omega)}{3} \right] \ln \xi \quad \text{Ec. 4.17}$$

Adicionalmente mostró que todos los modelos anteriores subestiman la segregación al sobrevalorar los efectos de la difusión en la fase sólida, especialmente a bajos valores de k y α .

Por otro lado, para que el engrosamiento tenga efecto en la microsegregación, Voller y Beckermann^[114] mediante un análisis unidimensional proponen añadir un término adicional α^C al coeficiente de retrodifusión α , de la siguiente manera:

$$\alpha^+ = \alpha + \alpha^C \quad \text{Ec. 4.18}$$

Demostaron, que para una amplia gama de condiciones de enfriamiento, este modelo es capaz de igualar los resultados del engrosamiento y que podría incluirse en cualquier modelo de microsegregación. Además, Won y Thomas^[32] siguiendo el modelo de Clyne-Kurz^[29], Ohnaka^[112] y Voller y Beckermann^[114], proponen un modelo simple de microsegregación para la solidificación de aceros.

$$\alpha^+ = 2(\alpha + \alpha^C) \quad \text{Ec. 4.19}$$

Las limitaciones de todos los modelos anteriores son diversas. En general no se incluyen los efectos producidos por la morfología de las dendritas, y de hecho se supone que tienen geometría planar. Tampoco se suelen tener directamente en cuenta los efectos del engrosamiento de la dendrita a excepción de Voller y Beckermann^[114] ya que se incluye indirectamente en el parámetro α o Ω . Adicionalmente, se asume que la velocidad de crecimiento de las dendritas tiene una dependencia parabólica con el tiempo. Sin embargo, recientemente diversos autores^[30,115] han mostrado que la validez de las ecuaciones anteriores se mantiene y es posible generalizarla a diversas morfologías dendríticas y diferentes leyes potenciales de crecimiento de las dendritas, mediante modificaciones adicionales al coeficiente de retrodifusión. Otros factores no usualmente considerados son la difusión en fase líquida así como los fenómenos convectivos de la zona esponjosa (efecto de la capa límite entre otros).

Tampoco debe perderse de vista que todos los modelos anteriores son para aleaciones binarias, y pueden verse significativamente alterados en el caso de aleaciones de multicomponentes, afectando especialmente al coeficiente de partición k y a las difusividades de los distintos solutos involucrados. En el caso de aceros es de especial interés incluir los efectos de la reacción peritética, debido a la gran diferencia en los coeficientes de partición y difusividades entre $Fe - \delta$ y $Fe - \gamma$. De este modo, Cornelissen^[31] desarrolla un algoritmo original que describe la microsegregación durante la solidificación de las fases austenítica y ferrítica para aleaciones con multicomponentes.

El modelo consiste en ajustar de manera iterativa con el método de Newton Raphson la temperatura solidus (Ec. 4.21) en función de la contribución de la composición sólida de cada componente químico. Nótese que en las siguientes ecuaciones el subíndice i es un contador que identifica a cada elemento químico de la aleación. Entonces, se calcula con la Ec. 4.20 la temperatura liquidus T_l en función de la temperatura de fusión T_f , la pendiente de la línea liquidus $m_{l,i}$ y la concentración inicial de cada componente químico $C_{0,i}$.

$$T_l = T_f - \sum_i m_{l,i} C_{0,i} \quad \text{Ec. 4.20}$$

En la primera iteración se sugiere obtener con la regla de la palanca (Ec. 4.5) un valor inicial de prueba de la concentración sólida $C_{s,i}$. De este modo, el cálculo de la temperatura solidus T_s se realiza con la Ec. 4.21.

$$T_s = T_f - \sum_i \left(\frac{m_{l,i}}{k_i} \right) C_{s,i} \quad \text{Ec. 4.21}$$

Asimismo, se calcula con las ecuaciones 3.21, 4.11 y 4.13, el tiempo de solidificación local t_f , el parámetro de retrodifusión α y el coeficiente efectivo de retrodifusión γ , respectivamente. En consecuencia, con el modelo corregido de Brody y Flemings (ver Ec. 4.12) se determina un nuevo valor de la concentración del sólido para todos los componentes de la aleación. Por lo tanto, se obtiene la función $f(T_s)$ y su derivada $f'(T_s)$.

$$f(T_s) = T_f - T_s - \sum_i \left(\frac{m_{l,i}}{k_i} \right) C_{s,i} \quad \text{Ec. 4.22}$$

Entonces, la función $f(T_s)$ y su derivada $f'(T_s)$ son calculadas con el objeto de minimizar el error de la temperatura solidus en un ciclo iterativo. En cada iteración con el método de Newton Raphson se obtiene un nuevo valor de prueba de la concentración sólida $C_{s,i}$, hasta verificar convergencia.

Asimismo, Won y Thomas^[32], presentaron un modelo simple de microsegregación durante la solidificación, considerando crecimiento dendrítico columnar tipo placa, completa difusión en la fase líquida, equilibrio local en la intercara sólido líquido, un coeficiente de distribución constante durante el proceso de solidificación y por último, la omisión de los efectos de la nucleación y el movimiento del fluido. De este modo, basado en el modelo de Clyne y Kurz^[29], que posteriormente fue modificado por Onhaka^[112], más el aporte de Voller y Beckermann^[114] que analizan el efecto del engrosamiento, obtienen la microsegregación de manera similar al algoritmo propuesto por Cornelissen^[31], donde consideran las fases austenítica y ferrítica. Entonces, proponen que la relación entre las fracciones volumétricas es:

$$f_s^\gamma = f_s - f_s^\delta \quad \text{Ec. 4.23}$$

donde los súper índices γ y δ corresponden a la fase austenítica y la fase ferrítica. Después, la concentración del líquido promedio de ambas fases se determina con la Ec. 4.24.

$$C_{l,i} = \frac{f_s^\delta}{f_s} C_{l,i}^\delta + \frac{f_s^\gamma}{f_s} C_{l,i}^\gamma \quad \text{Ec. 4.24}$$

El avance experimentado durante los últimos años en equipos de computación permite de todas maneras eludir el uso de expresiones analíticas anteriores, de modo que mediante la resolución por métodos numéricos (usualmente diferencias finitas) de las ecuaciones diferenciales de balance de masa y sin necesidad de asumir simplificaciones especialmente restrictivas, es posible hacer mejores predicciones de los efectos de la microsegregación^[116-119]. Sin embargo, es también un hecho que los resultados obtenidos por simulación numérica están en general en muy buen acuerdo con las expresiones analíticas anteriormente descritas, siendo las discrepancias algo notable a medida en que la solidificación se completa, esto es $f_s \rightarrow 1$. Es por ello que en este estudio la resolución por elementos finitos sólo se aplicará al problema térmico, y para la microsegregación se usarán expresiones analíticas.

4.2.1- Validación numérica y experimental de la microsegregación

Para el entendimiento de los modelos de microsegregación en aleaciones de multicomponentes en el proceso de solidificación, como punto de partida se ha implementado computacionalmente el algoritmo propuesto por Cornelissen^[31]. Tal como se explicó previamente, para este caso la microsegregación es calculada con un ajuste de la temperatura solidus T_s en función de la composición química del material, el tiempo de solidificación local t_f , el espaciado dendrítico secundario λ_2 y las correspondientes propiedades termofísicas de cada componente. La solución se realiza con el método de Newton Rapshon y los parámetros térmicos para este caso particular son obtenidos con una solución analítica de la ecuación de transporte transitoria de energía^[6].

Los datos de entrada para el algoritmo y propiedades de la aleación son los mismos propuesto por Cornelissen^[31]. La aleación tiene una composición nominal de 0.04%*C*, 0.03%*Si*, 0.24%*Mn*, 0.017%*P* y 0.02%*S*. En la Tabla 4.1 se muestran para el tiempo t los resultados del espaciado dendrítico secundario λ_2 , la temperatura solidus T_s , la posición de la intecara L_i y la evolución de la microsegregación de los siguientes elementos químicos *C*, *Si*, *Mn*, *P* y *S*, que coinciden exactamente con los obtenidos por Cornellisen^[31]. Se señala que Cornelissen^[31] presenta este resultado numérico como el cociente entre C_s y kC_0 .

t	λ_2	T_s	L_i	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>
s	μm	$^{\circ}C$	mm	%	%	%	%	%
1	18.75	1482.73	3.36	0.0405	0.0383	0.3078	0.0499	0.0461
5	35.13	1486.98	7.51	0.0404	0.0370	0.2970	0.0432	0.0416
10	46.03	1488.57	10.63	0.0403	0.0365	0.2934	0.0409	0.0399
50	86.22	1491.72	23.76	0.0402	0.0356	0.2844	0.0363	0.0364
100	112.99	1492.91	33.6	0.0402	0.0351	0.2808	0.0346	0.0351
500	211.65	1495.3	75.13	0.0402	0.0342	0.2736	0.0310	0.0325
1000	277.35	1496.18	106.25	0.0402	0.0340	0.2718	0.0296	0.0316

Tabla 4.1.- Evolución de la microsegregación para un acero con multicomponentes

Otra validación del algoritmo de la microsegregación es aplicada a una aleación de aluminio con 4.9 % de *Cu*, donde se obtiene la evolución de la fracción eutéctica versus la velocidad de enfriamiento \dot{T} . Los parámetros de entrada para el modelo de microsegregación son, coeficiente de distribución $k = 0.145$, difusividad del sólido

$D_s = 5 \cdot 10^{-9} (cm^2/s)$, pendiente de la línea liquidus $m_l = 0.69$ y espaciado dendrítico secundario $\lambda_2 = 46.6 \cdot \dot{T}^{-0.29} \mu m$. Se puede observar en la Fig 4.6 que la fracción eutéctica obtenida con el modelo de microsegregación se termina de ajustar bien con los resultados experimentales publicados por Sarreal y Abbaschian^[34].

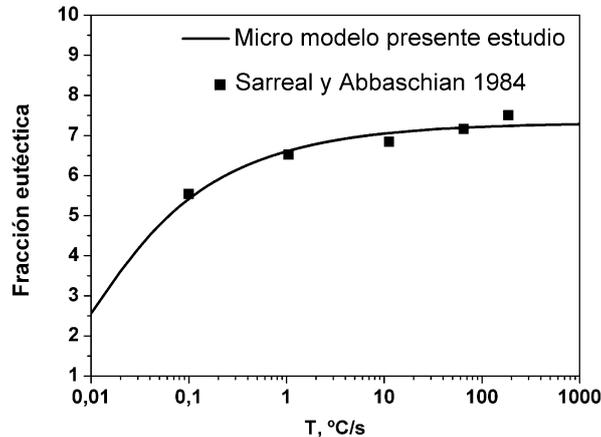


Fig. 4.6.- Evolución de la fracción eutéctica con respecto a la velocidad de enfriamiento para una aleación de aluminio con 4.9 % de *Cu*

Por otro lado, para una acero con 0.13%*C*, 0.35%*Si*, 1.52%*Mn*, 0.016%*P* y 0.002%*S* se estudia la evolución de la composición líquida C_l del *Mn*, en primer lugar, con la ecuación de Scheil^[26-27] y la regla de la palanca, en segundo lugar, con los modelos obtenidos a partir de la formulación propuesta por Brody y Flemings^[28], y luego con los modelos de Clyne-Kurz^[29], Ohnaka^[112] y Won y Thomas^[32].

La simulación se ha realizado para un coeficiente de distribución $k = 0.77$, concentración nominal del *Mn* $C_0 = 1.52$, tiempo de solidificación local $t_f = 879.2 s$, difusión del sólido $D_s = 1.378 \cdot 10^{-7} cm^2/s$ y por último, el espaciado dendrítico secundario $\lambda_2 = 180 \mu m$. Los resultados obtenidos con los diferentes modelos de microsegregación son contrastados con los resultados propuestos por los autores Won y Thomas^[32], ver Fig. 4.7. Se denomina modelo simple de microsegregación^[32] a un modelo analítico que es una variante simple del modelo originalmente propuesto por Voller y Beckermann^[114].

En la Fig. 4.7 se observa que el modelo de Scheil para $C_l > 2.0$ aumenta exponencialmente dejando en evidencia que pierde sentido físico. Por otro lado, con el modelo de la regla de la palanca cuando $f_s = 1.0$, la concentración líquida es $C_l = 1.97$,

al ponderarla con el coeficiente de distribución k da el valor nominal de la concentración C_0 . Es decir, se verifica que la regla de Scheil y de la palanca son los extremos que enmarcan la cantidad de microsegregación. Asimismo, se puede observar que los otros modelos al final de la solidificación ($f_s = 1.0$) adquieren un valor mayor que C_0 , por lo que se podría interpretar que existe microsegregación.

Es importante destacar que los modelos matemáticos que están dentro de la banda sólo admiten microsegregación, es decir, al final de la solidificación habrá más soluto que en el inicio del proceso. Aplicar los modelos de microsegregación que están entre las bandas al proceso de la colada continua resulta inconsistente, porque siempre existe más soluto del que hay inicialmente, físicamente imposible. De este modo, es necesario proceder a estudiar la macrosegregación con el objetivo de elaborar un modelo mixto.

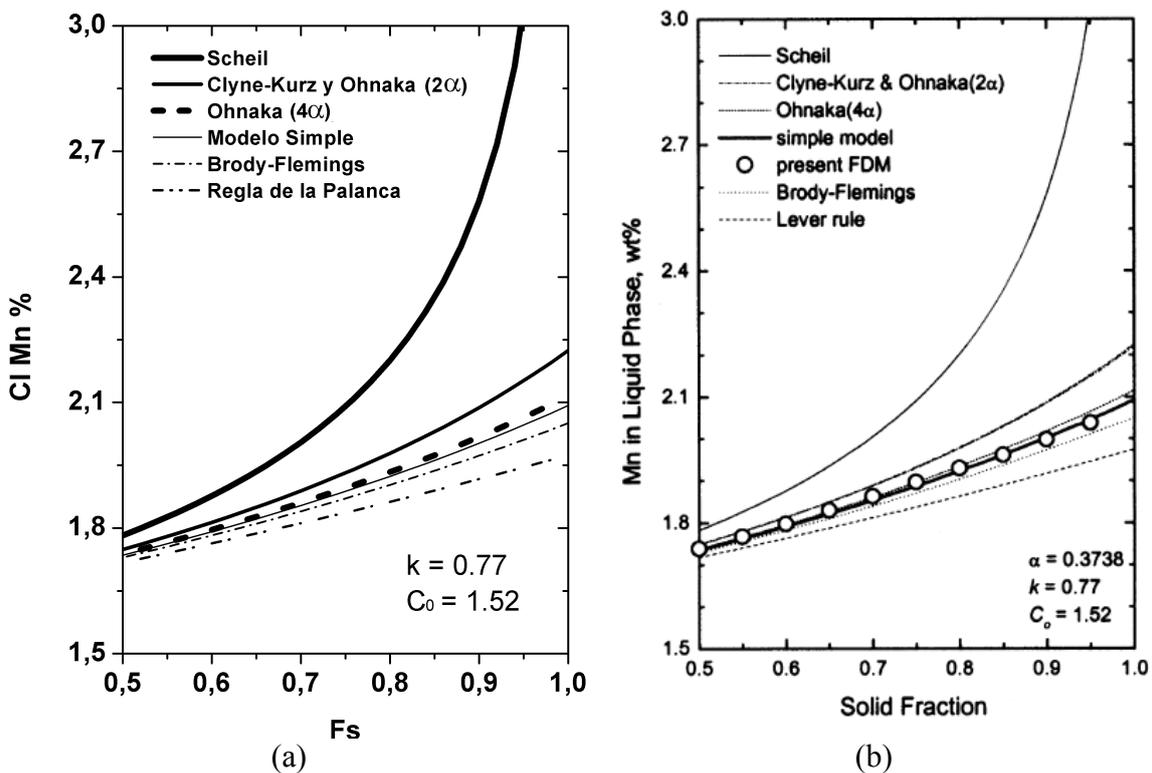


Fig. 4.7.- Comparación de la evolución de la concentración líquida de Mn calculada con varios modelos de microsegregación. (a) Programa desarrollado en el presente estudio.

(b) Won y Thomas^[32]

4.3. MACROSEGREGACIÓN

La macrosegregación es producto de la variación de la composición química de los elementos de una aleación respecto de la composición nominal en una escala de milímetros e inclusive de centímetros. Las causas de ésta tienen relación con el movimiento de porciones de masa segregadas a través de las dendritas primarias durante el proceso de solidificación, porque la mayoría de los elementos tienen una solubilidad más baja en la fase sólida que en la fase líquida. Por lo tanto, si la velocidad de enfriamiento es muy rápida el rechazo de soluto de la fase sólida incrementa el soluto en la fase líquida.

Hayes y Chipman^[120] y Gulliver^[26], han estudiado la teoría de la segregación de soluto en condiciones controladas de enfriamiento, asumiendo difusión perfecta en el líquido, coeficiente de distribución constante y omitiendo la difusión en estado sólido. Desarrollaron una ecuación para determinar la macrosegregación en lingotes de acero. Los resultados fueron contrastados empíricamente. Marburg^[121], señaló que en la fundición de metales la heterogeneidad de una aleación tiene relación con el enfriamiento y la concentración interna de tensiones. Scheil^[122] estudió la segregación inversa con una expresión analítica que predice la máxima segregación en la superficie de un lingote como función de la composición química de la aleación. Kirkaldy y Youdelis^[123], agregaron al modelo anterior la variación de la posición para solidificación unidireccional. Fleming y sus colaboradores publicaron tres artículos^[33,124-125], en los cuales estudiaron analítica y experimentalmente la macrosegregación que resulta del flujo de fluido interdendrítico, y establecieron un modelo de macrosegregación llamado ecuación de redistribución local de soluto, que es aplicable en segregación positiva y negativa. Ferreira y col.^[126], para solidificación unidireccional desarrollaron un modelo de segregación inversa acoplado con la ecuación de Fleming y Nereo^[33].

Por otro lado, Flemings^[127] en la Fig. 4.8, muestra un esquema con los tipos de macrosegregación en un lingote de acero. Se observa segregación negativa con forma de cono en la base del lingote, zona que está compuesta por dendritas equiaxiales. Después, al final de la solidificación debido al efecto que tienen la flotabilidad y la contracción sobre el flujo del fluido interdendrítico, surge en la línea central la segregación positiva.

Por otra parte, la segregación tipo "A" está compuesta por cadenas tipo lápiz de cristales equiaxiales altamente enriquecidos de soluto y son el resultado del movimiento del soluto por las fuerzas de sustentación a través de la zona dendrítica columnar. Asimismo, la segregación tipo "V" situada en la línea central del lingote surge de cristales equiaxiales que se establecen en el centro, formando una red conectada que fácilmente se puede fracturar. Además, en el comienzo de la solidificación las bandas sobre la pared del lingote son consecuencia del flujo de calor inestable.

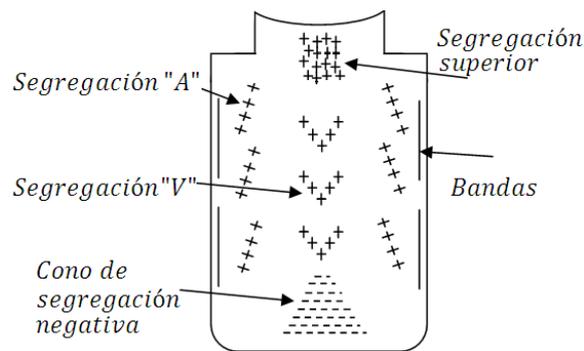


Fig. 4.8.- Clasificación de los tipos de segregación en un lingote de acero. Imagen adaptada de Flemings^[127]

En el proceso de colada continua, la segregación central de los elementos químicos S , P , C y Mn , ha sido observada en palanquillas y planchones. Esta es perjudicial para las propiedades mecánicas, particularmente en los aceros de alto contenido de carbono^[25]. Antes que finalice la solidificación la segregación puede reducirse e incluso evitarse mediante la aplicación de fuerzas electromagnéticas y la reducción ligera de la sección. En procesos posteriores a la colada continua como el laminado en caliente y el enrollado de alambón, las concentraciones no uniformes son el origen de futuras fallas en productos semi-elaborados^[25].

Trabajos de investigación^[128] desarrollados por la acería GERDAU SIDENOR aplicados al proceso de colada continua en aceros de alto contenido de carbono, han evidenciado que los factores que tienen una importante influencia sobre la segregación en la línea central de palanquillas son, el sobrecalentamiento, la agitación electromagnética, el enfriamiento secundario y la velocidad de colada.

Estudios numéricos y experimentales desarrollados por IRSID^[128], sugieren que las principales causas de la macrosegregación tienen su origen en los esfuerzos térmicos y mecánicos. La primera es debido a la gran diferencia de las velocidades de enfriamiento que existen entre el origen y la superficie exterior del material. Ya se ha verificado en esta Tesis para palanquillas de acero que estas diferencias son del orden de $70\text{ }(^{\circ}\text{C}/\text{s})$. La segunda es debido al fenómeno de abombamiento del material pastoso, y se produce entre los rodillos que conducen y guían el producto a la velocidad deseada. En la zona central de la palanquilla el material en estado pastoso se acumula y ejerce presión hacia el exterior, produciéndose este fenómeno.

En el centro de la capa en proceso de solidificación, el abombamiento induce esfuerzos de tracción y térmicos, resultando un incremento en el volumen del líquido segregado en el centro y por lo tanto, un aumento de la segregación en la línea central.

Dentro de la zona pastosa cuatro mecanismos pueden causar la macrosegregación:

- Movimiento interdendrítico y el arreglo de cristales equiaxiales.
- Convección del flujo de líquido que surge de la diferencia de densidades debido a la temperatura y cambios de la composición química en el líquido.
- Contracción debido a la solidificación.
- Campo de tensiones en la red sólida.

A continuación, se revisan algunos estudios que tienen relación con los diferentes aspectos que influyen en la cantidad de segregación de aceros.

Kor^[129] estudia la influencia de la agitación electromagnética circunferencial sobre la macrosegregación en lingotes cilíndricos de 14 cm de diámetro y 25 cm de altura de un acero con $0.15\%C$, $0.7\%Mn$ y $0.05\%S$. Entonces, realiza dos ensayos donde la agitación electromagnética la aplica por periodos de 2 minutos. Éste lo activa en los tiempos 2 y 1 minuto después del comienzo del enfriamiento, respectivamente. Observó entre 2 a 3 y 1 a 2 cm desde la pared, respectivamente, que los porcentajes de C , P y S disminuyeron 0.03, 0.01 y 0.007, y 0.05, 0.02 y 0.015, respectivamente, con respecto de la composición nominal C_0 . Sin embargo, en ambos casos el efecto sobre el $\%Mn$ fue

muy bajo. Concluyó, que la eliminación completa de la zona empobrecida de soluto durante la solidificación no es posible con la agitación electromagnética circunferencial. Sin embargo, con una baja intensidad del campo magnético es posible transformar una parte de la estructura columnar a equiaxial.

Adachi y col. ^[130] en planchones de acero AISI 1045 de dimensiones $300 \times 400 \text{ mm}^2$, observan que la agitación electromagnética genera un alto porcentaje de la zona cristalina equiaxial, lo que contribuye a la disminución de la segregación en el centro de los planchones. Realizan una comparación experimental del %C en 200 mm sobre la línea central del planchón. El planchón fabricado con el proceso de agitación electromagnética (600 - 650A) tiene un 70 % de la longitud con menor %C. Además, para una $v_c = 0.6 \text{ (m/min)}$ y un incremento del sobrecalentamiento ΔT desde 25 a 55°C , observan en el planchón fabricado sin agitación electromagnética que la zona de cristales equiaxiales disminuye. Sin embargo, cuando aplican agitación electromagnética en el planchón, la zona equiaxial se incrementa un 50%. Concluyen que la agitación electromagnética puede mejorar la calidad del material en la superficie y en el interior del planchón.

Komatsu y col. ^[131] estudian el efecto de la agitación electromagnética durante la solidificación en palanquillas de acero de dimensiones $150 \times 150 \text{ mm}^2$, con 0.15%C, 0.2%Si, 0.7%Mn, 0.015%P y 0.015%S. Por un lado, en la dirección radial demuestran que sin agitación el cociente C/C_0 alcanza un máximo de 1.15, denotando segregación positiva. Sin embargo, con agitación electromagnética en la zona central el cociente C/C_0 alcanza un valor cercano a 0.95, número que va creciendo en la medida en que se acerca al borde de la palanquilla. Por otro lado, en la línea central el cociente C/C_0 con agitación es cercano a 1, sin embargo, sin agitación C/C_0 alcanza un valor máximo de 1.45. También, para dos aceros, de composición química 0.45%C 0.2%Si, 1%Mn, 0.02%P y 0.02%S, y 0.15%C 0.2%Si, 0.7%Mn, 0.02%P y 0.02%S, respectivamente, observan que ambos tienen segregación negativa en las cercanías de la superficie de la palanquilla, sin embargo, el segundo acero tiene mayor segregación negativa. Concluyen que la agitación incrementa la formación de granos equiaxiales que mejoran la homogeneidad del material.

Gu y Beckermann^[104] realizan una simulación numérica del campo de temperaturas, velocidades y la macrosegregación, en un lingote de acero AISI 4142. Aplican un modelo de micro-macrosegrecación desarrollado para aceros con multicomponentes^[132]. El modelo completo, involucra la solución numérica simultánea de las ecuaciones de la conservación de masa, de las especies (de cada componente químico), de momentum y de energía en las regiones líquido, sólido y pastosa. Además, en el molde y en la parte superior simularon la conducción del calor con las condiciones de borde apropiadas. En estado estable obtienen para todo el dominio del lingote que el cociente de la macrosegregación del C y S fluctúan entre $0.78 < C/C_0 < 1.71$ y $0.66 < C/C_0 < 2.34$, respectivamente. También, para el C y S obtienen una comparación numérico-experimental de la macrosegregación en la línea central del lingote. Para ser uno de los primeros intentos de simular la macrosegregación sin ajustar previamente parámetros al modelo, concluyen que la predicción de la macrosegregación en la línea central está en general en buen acuerdo con el resultado experimental.

Miyazawa y Schwerdtfeger^[133], modelaron la solidificación entre dos rodillos de extracción. Cuando se considera solo contracción en la solidificación, observaron que la segregación del C es positiva y débil en la superficie y que la segregación del C es negativa y débil en el centro. Sin embargo, cuando consideraron el efecto del abombamiento encontraron segregación positiva en el centro y en el resto segregación negativa muy débil. Concluyeron que al considerar el efecto del abombamiento el perfil de la segregación ajusta satisfactoriamente al perfil experimental.

Kajitani y col. ^[134] en el proceso de colada continua para un acero de 0.55% C simulan numéricamente la macrosegregación del C inducida por los efectos del abombamiento, la contracción y la reducción ligera. A través del código ABAQUS, mediante el método de elementos finitos y una representación Lagrangiana, simulan un perfil del abombamiento que es usado para el cálculo de la segregación. Del modelo obtienen un mapa de la fracción sólida calculado para seis rodillos consecutivos, considerando entre cada par de rodillos un máximo abombamiento (1 mm), y observan que en la línea central la fracción sólida varía desde 0.37 a 0.5%. Concluyen que a lo largo de la línea central cuando sólo existe contracción se observa que el contenido de C disminuye por debajo la concentración nominal C_0 . En el caso de abombamiento con y sin contracción, observan que en ambos casos el contenido de C siempre se incrementa. Sin embargo, el

caso sin abombamiento se incrementa aún más. Asimismo, observan que con y sin el efecto de la reducción ligera la macrosegregación se incrementa, y sin embargo, observan para un abombamiento de 0.1 mm que ésta es menor para el caso con reducción ligera, a diferencia del caso cuando el abombamiento es igual a 1 mm.

Chen y col.^[135] sostienen que el movimiento periódico del abombamiento del flujo interdendrítico de la interfase líquido-sólido tiene efecto en el incremento o disminución del espaciado dendrítico y por lo tanto, en la macrosegregación. Basados en la investigación de Chang y Col.^[136], desarrollan un modelo analítico para describir la evolución de la macrosegregación teniendo en cuenta el fenómeno del abombamiento del material pastoso entre rodillos. Consideran en el cálculo parámetros mecánicos, térmicos y microestructurales. En un planchón de dimensiones 1800x200 mm² obtuvieron experimentalmente que el máximo %C ($C/C_0 = 1.25$) se posiciona en el eje de simetría del espesor del planchón. Del mismo modo, con el modelo matemático el máximo % de C ($C/C_0 = 1.19$) se sitúa en cercanías del centro. Además, analizan la evolución de C/C_0 en función del tamaño del abombamiento en diferentes posiciones desde el borde. También estudiaron los efectos de la velocidad de solidificación sobre C/C_0 . Concluyeron que el resultado numérico del modelo matemático en la zona cristalina columnar está en acuerdo con el resultado experimental. Asimismo, en la medida en que se incrementa el abombamiento, desde el borde del planchón en las posiciones $y = 45$ e $y = 55$ mm la segregación es siempre positiva. Sin embargo, ésta es negativa para las posiciones $y = 50$ e $y = 40$ mm. Por otra parte, en la medida en que se incrementa la velocidad de solidificación también lo hace la macrosegregación.

Humes y col.^[137] han implementado la reducción ligera dinámica, para lo cual la disposición de la máquina de colada continua es cambiada. Los cilindros hidráulicos aseguran a través de un sistema de control automático que el rodillo de sujeción del material se posicione en el lugar adecuado. Muestran un resultado de la segregación del Mn, con y sin reducción ligera dinámica, notándose una clara mejoría en la segregación del Mn en la línea central de la palanquilla.

Otro aspecto químico de la solidificación de las palanquillas de acero es la formación y la distribución de inclusiones de MnS en las regiones interdendríticas (Turkdogan y

Grange^[138] demuestran que para un acero con $1.5Mn-0.25C-0.05S$, las condiciones para la formación de MnS se dan para una fracción sólida cercana a 0.9%), de tal manera que dichas regiones quedarán marcadas por la presencia de inclusiones y además, especialmente cuando las velocidades de enfriamiento sean rápidas, también quedará S segregado que podrá formar FeS de bajo punto de fusión^[1].

Nakai y col.^[139] en un acero API X60 (Nb, V) a través de una micrografía óptica alrededor de una grieta revelan una estructura tipo banda, siempre con presencia de inclusiones de MnS . Además, realizan un análisis con rayos x y demuestran con claridad la segregación positiva en la grieta del Mn y del S . Además, en una micrografía de mayor resolución alrededor de la grieta a lo largo de bandas perlíticas o estructuras bainíticas o martensíticas observan segregación de Mn y P . Concluyen que en lingotes de acero la grieta inducida por hidrógeno se observa con mayor frecuencia en zonas donde la segregación es de tipo A y V, donde existe presencia de inclusiones de MnS y estructura anómalas en las cuales hay segregación de Mn y P .

Con el objeto de entender y minimizar la segregación en procesos de solidificación de palanquillas y planchones. En la bibliografía se estudian los efectos del proceso de agitación electromagnética ya sea en el molde ó en la línea de colada ó en ambos. También, analizan de manera termo-mecánica los fenómenos de abombamiento y de reducción ligera dinámica del área transversal de la colada. Sin embargo, dada la alta complejidad en cuanto a la implementación numérica de estos procesos, y teniendo en cuenta que en esta Tesis se ha obtenido la solución numérica de la transferencia de calor del proceso de colada continua y los espaciados dendríticos en palanquillas de acero, para el estudio de la segregación, se desarrolla una metodología original denominada formulación mixta, para la cual se hace necesario entender el modelo analítico que a continuación se detalla.

4.3.1. Modelo matemático de la macrosegregación

Fleming y Nereo^[33] estudiaron analítica-experimentalmente la macrosegregación producida por el flujo de fluido interdendrítico en la zona pastosa, y presentaron un modelo denominado de redistribución local de soluto. Realizaron un balance de masa y

soluto en un volumen de escala macroscópica considerando que el soluto entra y sale de un volumen elemental por efecto del transporte de líquido de fluido y donde la difusión es omitida por tratarse de un análisis macro. De este modo, la conservación de la masa de soluto y la conservación de masa total en el volumen del elemento durante la solidificación son:

$$\frac{\partial(\bar{\rho}\bar{C})}{\partial t} = -\nabla \cdot \rho_l f_l C_l V_F \quad \text{Ec. 4.25}$$

$$\frac{\partial \bar{\rho}}{\partial t} = -\nabla \cdot \rho_l f_l V_F \quad \text{Ec. 4.26}$$

donde, $\bar{\rho}$ es la densidad promedio local del líquido y el sólido en (kg/m^3) , \bar{C} es la composición promedio local del líquido, ρ_l es la densidad del líquido, f_l la fracción de volumen del líquido y V_F es la velocidad local del líquido interdendrítico relativa al sólido en (m/s) . De este modo, a partir de las Ecs, 4.25 y 4.26, considerando un coeficiente de partición en estado de equilibrio en la intercara líquido-sólido, sin difusión en el sólido y que la densidad del sólido ρ_s es constante durante la solidificación, Fleming y Nereo^[33] llegan a la siguiente expresión diferencial.

$$\frac{\partial f_l}{\partial C_l} = \left(\frac{1-\beta}{1-k} \right) \left(1 + \frac{V_F \nabla T}{\dot{T}} \right) \frac{f_l}{C_l} \quad \text{Ec. 4.27}$$

siendo $\partial f_l / \partial C_l$ la derivada parcial de la fracción de líquido respecto de la derivada parcial de la composición líquida, \dot{T} la velocidad de enfriamiento, $\dot{T} = \partial T / \partial t$, β la contracción de solidificación, $\beta = (\rho_s - \rho_l) / \rho_s$, y ∇T el gradiente de temperaturas en las coordenadas espaciales x, y y z . La ecuación general (Ec. 4.27) de redistribución local de soluto para una dimensión se puede escribir de la siguiente manera:

$$\frac{\partial f_l}{\partial C_l} = \left(\frac{1-\beta}{1-k} \right) \left(1 + \frac{V_F G}{\dot{T}} \right) \frac{f_l}{C_l} \quad \text{Ec. 4.28}$$

En la Ec. 4.28 el gradiente térmico G se determina con la Ec. 3.4. Entonces, reemplazando la Ec. 4.3 en la Ec. 4.28 e integrando se obtiene una forma modificada de

la ecuación de Scheil, de manera que, la concentración sólida en la intercara líquido sólido se define como:

$$C_s = kC_0(1 - f_s)^{\frac{k-1}{\xi}} \quad \text{Ec. 4.29}$$

Donde ξ , el factor de flujo, se escribe como:

$$\xi = (1 - \beta) \left(1 - \frac{GV_f}{T}\right) \quad \text{Ec. 4.30}$$

Fleming y Nereo^[33], describen la macrosegregación, como la diferencia de la composición del sólido promedio \bar{C}_s menos la concentración inicial C_0 , $\nabla C = \bar{C}_s - C_0$. Cuando $\bar{C}_s > C_0$ existe segregación positiva, sin embargo, cuando $\bar{C}_s < C_0$ la segregación es negativa. A continuación se define \bar{C}_s ^[33].

$$\bar{C}_s = \frac{\rho_s \int_0^{1-f_e} C_s \partial f_s + \rho_{se} f_e C_e}{\rho_s (1 - f_e) + \rho_{se} f_e} \quad \text{Ec. 4.31}$$

En orden consecutivo los parámetros de la Ec. 4.31 son, en primer lugar, la densidad de la fase sólida ρ_s y la densidad de la fase eutéctica ρ_{se} , ambas en (kg/m^3) , en segundo lugar, la concentración eutéctica C_e en % de masa y por último, la fracción eutéctica f_e que se determina cuando la concentración del sólido C_s llega al límite de solubilidad L_s . Si el factor de flujo es $\xi = 1$, la Ec. 4.29 se reduce a la ecuación de Scheil lo que implica que no existe macrosegregación. En cambio, si el factor de flujo es $\xi > 1$ la macrosegregación es negativa ($\bar{C}_s < C_0$), es decir, la disolución de soluto es menor. Por otro lado, cuando se cumple que $0 < \xi < 1$ la macrosegregación es positiva ($\bar{C}_s > C_0$), lo que implica que la disolución de soluto es mayor.

La ventaja del modelo de macrosegregación es que admite en el cálculo obtener zonas ricas ó pobres de soluto dependiendo del factor de flujo ξ . Sin embargo, los parámetros de entrada utilizados por este modelo son obtenidos a través de una formulación de tipo macro, y por esta razón, el modelo no considera el efecto de la segregación entre las ramas secundarias de las dendritas.

4.3.2. Validación numérica de la macrosegregación

La metodología para obtener la cantidad de macrosegregación se ha validado siguiendo a los autores Fleming y Nereo^[33], los autores analizan en una aleación de aluminio con 4.5 % de *Cu* dos casos extremos de un problema de solidificación unidireccional plana y determinan para ambos con el modelo de redistribución local de soluto (Ec. 4.29) la concentración sólida promedio (Ec. 4.31). De este modo, los parámetros utilizados para la validación son un coeficiente de distribución $k = 0.172$, un límite de solubilidad del cobre 5.65%, una composición eutéctica $C_e = 33\%$ y la contracción de solidificación $\beta = \beta_e = 0.055$.

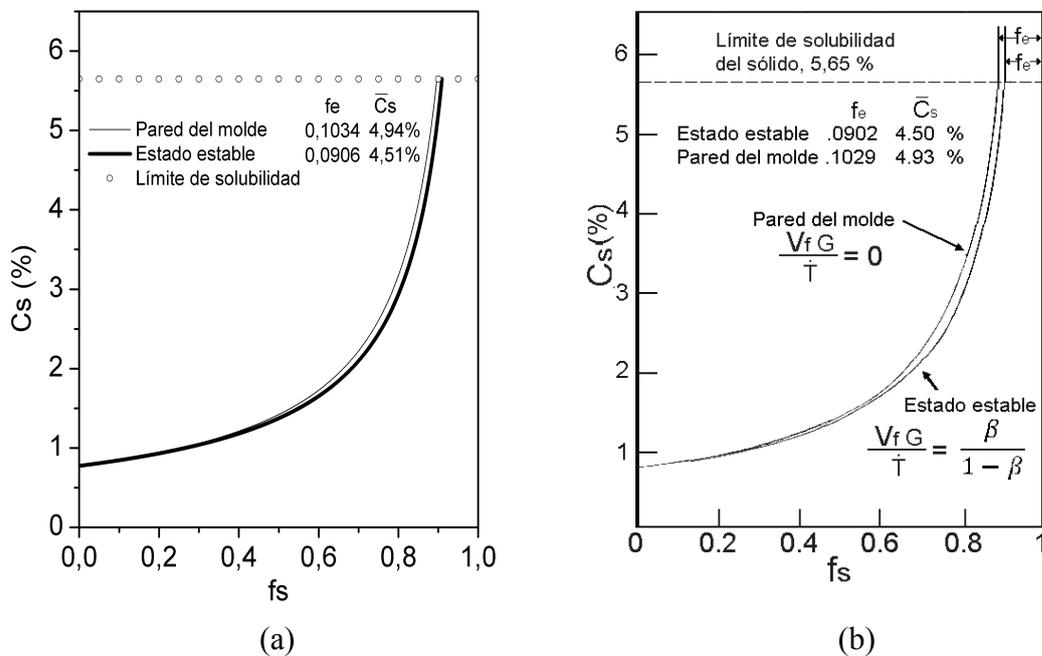


Fig. 4.9.- Redistribución de soluto para dos casos de solidificación, pared del molde y estado estable. (a) Presente estudio y (b) Fleming y Nereo^[33]

Entonces, en el primer caso límite se estudia la macrosegregación en la pared del molde, es decir, el término $V_F G / \dot{T} = 0$. Y en el segundo caso límite se asume una condición de estado estable, es decir, el término $V_F G / \dot{T} = \beta / (1 - \beta)$. A continuación, reemplazando para ambos casos el término $V_F G / \dot{T}$ en la Ec. 4.30 y a su vez ésta en la Ec. 4.29, durante el proceso de solidificación se obtiene la evolución de la concentración de sólido C_s en la intercara líquido sólido. Asimismo, cuando C_s es igual al límite de solubilidad se obtiene con la Ec. 4.31 la concentración sólida promedio \bar{C}_s

para ambos casos. En la Fig. 4.9, se observa que ambos casos límites obtenidos en el presente estudio coinciden con los presentados por Fleming y Nereo^[33].

4.4. FORMULACIÓN MIXTA

La simulación de los espaciados dendríticos en dos dimensiones y la formulación mixta representan las partes más originales de esta Tesis. Un problema latente en las acerías es la segregación que resulta en menor ó mayor grado en el proceso de solidificación de palanquillas de acero con el proceso de colada continua. Para estudiar este fenómeno se propone una metodología no reportada en bibliografía denominada formulación mixta.

En un volumen de dimensiones finitas, siempre las velocidades de enfriamiento serán distintas en cada punto espacial. Por esta razón, al final del proceso se observarán diferencias microestructurales que pueden ser nocivas en la calidad del material.

Por un lado, en esta Tesis se refuerza la idea de que los modelos de microsegregación^[26-32] bajo ciertas condiciones bien controladas describen de manera adecuada la evolución de este fenómeno. Sin embargo, para cualquier elemento químico en bibliografía^[26-32] no se cuestiona matemáticamente que la microsegregación no exista bajo ciertas condiciones del proceso industrial. Dicho de otro modo, la implementación de un modelo de microsegregación implica tajantemente que existirá microsegregación, con la excepción de la regla de la palanca.

Por otro lado, el modelo de macrosegregación más utilizado en bibliografía es el propuesto por Fleming y Nereo^[33]. Este modelo describe la redistribución de soluto de cualquier elemento químico y tiene la bondad de aceptar físicamente macrosegregación negativa. Esto último permite describir el fenómeno de segregación de un modo más real, ya que el modelo acepta exceso y déficit de soluto. Sin embargo, el modelo está desarrollado para simular la segregación en una escala macro.

Por lo tanto, teniendo en cuenta las fortalezas y debilidades de cada modelo, en este estudio se desarrolla un modelo mixto más robusto que considera ambos fenómenos, la microsegregación y la macrosegregación.

Tal como se ha explicado anteriormente, la segregación se genera en el proceso de colada continua como consecuencia del crecimiento dendrítico durante el proceso de solidificación, dando lugar a rechazo de soluto o segregación longitudinal y/o lateral de soluto. El primero se ha considerado responsable de la macrosegregación, mientras que el segundo de la microsegregación. De manera que, en el material ambos fenómenos influyen en la distribución heterogénea de los elementos de la aleación. Por este motivo, más adelante se desarrolla un modelo mixto que considera ambos efectos para el cálculo del porcentaje de cada elemento de la aleación.

Por un lado, los modelos matemáticos que describen la microsegregación no admiten zonas empobrecidas de soluto, es decir, al final de la solidificación la concentración sólida siempre es mayor o igual que la concentración inicial, razón por la cual una formulación mixta obligatoriamente debe incluir otro modelo que considere segregación negativa. Por otro lado, Fleming y Nereo^[33] describen la macrosegregación a través de un modelo que calcula la redistribución local de soluto y dependiendo de un factor de flujo ξ puede resultar segregación positiva (zonas más ricas en soluto) y también negativa (zonas más empobrecidas de soluto).

Un modelo matemático mixto para calcular la evolución de la concentración C_s de un elemento determinado durante la solidificación tiene que tener en cuenta los efectos de la microsegregación^[28-29] y la macrosegregación^[33], $C_{s\ micro}$ y $C_{s\ macro}$, respectivamente. Para ambos fenómenos se tiene una ecuación característica, por tanto, la evolución de la segregación de un elemento puede quedar determinada por la microsegregación ($\theta = 1$) ó por la macrosegregación ($\theta = 0$) ó como una combinación de ambas ($0 < \theta < 1$) a través de la Ec. 4.32.

$$C_m = \theta C_{s\ micro} + (1 - \theta) C_{s\ macro} \quad \text{Ec. 4.32}$$

Entonces, reemplazando los términos, $C_{s\ micro}$ y $C_{s\ macro}$, con las ecuaciones 4.12 y 4.31, respectivamente, se obtiene la Ec. 4.33 que describe de manera general la formulación mixta.

$$C_m = \theta k C_0 [1 - (1 - 2\gamma k) f_s]^{\frac{(k-1)}{(1-2\gamma k)}} + (1 - \theta) \frac{\rho_s \int_0^{1-f_e} C_s \partial f_s + \rho_{se} f_e C_e}{2(\rho_s(1 - f_e) + \rho_{se} f_e)} \quad \text{Ec. 4.33}$$

De acuerdo con Fleming y Nereo^[33] se asume que la $\rho_s = \rho_{se}$, y por tanto, la Ec. 4.33 se reduce a:

$$C_m = \theta k C_0 [1 - (1 - 2\gamma k) f_s]^{\frac{(k-1)}{(1-2\gamma k)}} + (1 - \theta) \int_0^{1-f_e} C_s \partial f_s + f_e C_e \quad \text{Ec. 4.34}$$

En esta ecuación, la fracción eutéctica f_e y la concentración eutéctica C_e se deducen de un diagrama binario de fases. Por otro lado, la concentración sólida C_s se calcula con la Ec. 4.29. En base a los fundamentos teóricos revisados en bibliografía, se ha establecido en la formulación mixta que el parámetro de retrodifusión que controla la microsegregación, es calculado según lo han propuesto los autores Clyne y Kurz^[29]. De este modo, para que el modelo tenga coherencia física el parámetro γ es obtenido con la Ec. 4.13.

Tal y como se dijo anteriormente la microsegregación sucede entre las ramas secundarias y el cálculo de ella depende principalmente de los espaciados dendríticos secundarios y del tiempo de solidificación. Ambos parámetros tienen un efecto directo en el parámetro de retrodifusión α o en el parámetro de retrodifusión corregido γ , calculados según los modelos de Brody y Flemimng^[28] o Clyne y Kurz^[29], respectivamente.

En resumen, se podría estimar la distribución de segregación aplicada al proceso de colada continua, con el módulo macro-micro ya presentado en los capítulos anteriores más una formulación mixta de la segregación. Sin embargo, se debe tener en cuenta que la simulación del proceso térmico a través del módulo macro no considera la agitación electromagnética, el efecto de la gravedad en la colada, el campo de velocidades y la turbulencia del fluido. Asimismo, se asume que el flujo de agua enfría de manera homogénea las superficies de la palanquilla, sin considerar las superficies que cubren los rodillos. Tampoco, son considerados los fenómenos mecánicos tales como el abombamiento y la reducción ligera dinámica. Finalmente, del módulo micro, los

espaciados dendríticos se obtienen a través de un ajuste lineal con valores experimentales.

A pesar que los resultados del módulo macro-micro cumplen las expectativas esperadas, todas las simplificaciones del problema de colada continua podrían incrementar el error entre la simulación numérica y proceso real. Por lo tanto, todos los aspectos antes mencionados desde una perspectiva matemática afectan principalmente al factor de flujo ξ de la Ec. 4.29, por tal motivo, en futuros estudios en base a resultados experimentales se sugiere una corrección mediante una función de peso ϕ . Para este propósito, se replantea la Ec. 4.29 del siguiente modo:

$$C_s = kC_0(1 - f_s)^{\frac{k-1}{\phi\xi}} \quad \text{Ec. 4.35}$$

Siguiendo con el desarrollo de la Ec. 4.34, al resolver la integral de la Ec. 4.35 se obtiene:

$$\int_0^{1-f_e} C_s \partial f_s = -kC_0 \left[\frac{f_e^{\frac{k-1}{\phi\xi}+1} - 1}{\frac{k-1}{\phi\xi} + 1} \right] \quad \text{Ec. 4.36}$$

Reemplazando la Ec. 4.36 en la Ec. 4.34 se tiene:

$$C_m = \theta kC_0 [1 - (1 - 2\gamma k)f_s]^{\frac{(k-1)}{(1-2\gamma k)}} - (1 - \theta) \left[kC_0 \left[\frac{f_e^{\frac{k-1}{\phi\xi}+1} - 1}{\frac{k-1}{\phi\xi} + 1} \right] + f_e C_e \right] \quad \text{Ec. 4.37}$$

Reemplazando la C_s con el límite de solubilidad L_s en la Ec. 4.35 se obtiene la fracción eutéctica f_e a través de la Ec. 4.38:

$$f_e = \left(\frac{L_s}{kC_0} \right)^{\frac{\phi\xi}{k-1}} \quad \text{Ec. 4.38}$$

Para aleaciones binarias, de la Ec. 4.10, la concentración eutéctica es:

$$C_e = \frac{L_s}{k} \quad \text{Ec. 4.39}$$

Finalmente, reemplazando las Ecs. 4.38 y 4.39 en la Ec. 4.37 se obtiene la formulación mixta.

$$C_m = \theta k C_0 [1 - (1 - 2\gamma k) f_s]^{\frac{(k-1)}{(1-2\gamma k)}} - (\theta - 1) k C_0 \left[\left[\frac{\frac{L_s}{k C_0} \frac{\phi^\xi}{k-1} + 1}{\frac{\phi^\xi}{k-1} + 1} - 1 \right] + \frac{1}{k} \left(\frac{L_s}{k C_0} \right)^{\frac{\phi^\xi}{k-1} + 1} \right] \quad \text{Ec. 4.40}$$

La Ec. 4.40 simula la cantidad de segregación que resulta al final de la solidificación en el proceso de colada continua de palanquillas. Esta ecuación es función de los parámetros termo-físicos del material, valores del problema térmico obtenidos con el módulo macro y de los espaciados dendríticos secundarios determinados con el módulo micro. El parámetro θ es calculado para cada componente químico y el parámetro ϕ se considera igual a uno para no afectar el sentido físico de los modelos de microsegregación y macrosegregación.

4.4.1. Método de ajuste del parámetro de corrección theta

En la formulación mixta el parámetro de corrección θ es ajustado con datos experimentales de la composición química. Para este propósito, la Ec. 4.32 se escribe como la diferencia entre la concentración sólida mixta C_m y la concentración sólida medida experimentalmente $C_{s \text{ exp}}$.

$$f(\theta) = C_m - C_{s \text{ exp}} \quad \text{Ec. 4.41}$$

De este modo, se define el gradiente de θ como el cociente entre la función $f(\theta)$ de la Ec. 4.41 y su derivada $f'(\theta)$:

$$\nabla\theta = \frac{f(\theta)}{f'(\theta)} \quad \text{Ec. 4.42}$$

El gradiente de θ es la diferencia entre el valor calculado en la iteración actual θ_{i+1} y el valor obtenido en la iteración del paso anterior θ_i :

$$\theta_{i+1} = \theta_i + \frac{f(\theta)}{f'(\theta_i)} \quad \text{Ec. 4.43}$$

Asimismo, utilizando el método iterativo de Newton Raphson se obtiene el valor ajustado de θ , donde, el criterio de convergencia utilizado se presenta en la Ec. 4.44.

$$\left| \frac{\theta_{i+1} - \theta_i}{\theta_{i+1}} \right| \leq 10^{-3} \quad \text{Ec. 4.44}$$

La importancia de la función de peso θ es que permite corregir el modelo de segregación de la Ec. 4.40. En futuros estudios, la misma metodología puede ser utilizada para determinar el parámetro de ajuste ϕ .

4.4.2. Procedimiento experimental para la medición de la segregación

La espectrometría de emisión óptica por chispa permite llevar a cabo análisis químico cuantitativo elemental en aleaciones metálicas en estado sólido con una preparación sencilla de las muestras. La espectrometría de emisión es una técnica que analiza las longitudes de onda de los fotones emitidos por los átomos o moléculas durante su transición desde un estado excitado a un estado de inferior energía. Cada elemento de la aleación emite un conjunto característico de longitudes de onda discretas en función de su estructura electrónica. Mediante la observación de estas longitudes de onda el instrumento puede determinar la composición elemental de la muestra. El método más simple es calentar la muestra a una temperatura alta por arco eléctrico, produciéndose las excitaciones debido a las colisiones entre átomos de la muestra.

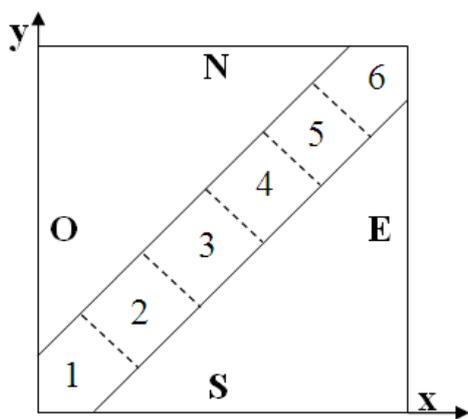


Fig. 4.10.- Esquema experimental para la obtención de muestras en la diagonal de un cuarto de palanquilla

En este estudio con un espectrómetro de arco eléctrico “Spectro Analytical Instruments”, se realiza la medición experimental de la composición química en palanquillas industriales. Las muestras para el ensayo de espectrometría son obtenidas con una sierra fina horizontal, con la que se corta el material sobre las líneas que delimitan una franja de material en la diagonal de un cuarto de palanquilla, ver Fig. 4.10. El ancho de la franja es 2 centímetros y el largo máximo es igual a la diagonal que une el origen con la esquina de la palanquilla.

Primero, la superficie de cada muestra es pulida con una lija de grano P60. Segundo, se procede a limpiar las piezas del espectrómetro, entre ellas, la platina y el electrodo. Tercero, se montan todas las piezas y se abre la llave de paso del argón para crear una atmósfera inerte. Cuarto, para la puesta en marcha del sistema, en el orificio de la platina se posiciona una pieza de prueba, inmediatamente.

Con el objetivo de calibrar el instrumento, se mide la composición química a un patrón y después a una muestra. Una vez examinados los resultados de la primera muestra, nuevamente se mide la composición química a dos patrones. Esto último, es para editar los parámetros de calibración, que corregirán los resultados del primer ensayo y los que se harán consecutivamente

En el primer ensayo se han utilizado los patrones de la Tabla 4.2.

Calibrador	C	Si	Mn	P	S	Cr
435/2	.489	.328	.39	.0373	.0424	.238
431/1	.0249	.015	.902	.121	.0065	.049

Tabla 4.2.- Patrones para calibrar instrumento de espectrometría

4.4.3. Análisis de la segregación experimental del presente estudio y de la bibliografía

Por otro lado, en un cuarto de palanquilla se miden con un espectrómetro simultáneamente los elementos químicos (*C*, *Si*, *Mn*, *P*, *S* y *Cr*) en seis posiciones sobre la línea diagonal que une el nodo origen con el NLE.

Para los aceros A-F los valores nominales de la concentración sólida son obtenidos a partir de los resultados experimentales del presente estudio (ver Tablas 2.8 y 2.15). La evolución experimental adimensional de la composición química (*C*, *Si*, *Mn*, *P*, *S* y *Cr*), se muestra en la Fig. 4.11 a través del cociente entre el valor experimental y la composición nominal. La composición química medida experimentalmente puede ser deducida multiplicando la composición nominal por el cociente mostrado en la Fig. 4.11.

De la Fig. 4.11 y la Tabla 2.15, mediante un método estadístico tradicional se obtiene en la Tabla 4.3 la composición química adimensional máxima y mínima, $(C_s/C_0)_{mínima}$ y $(C_s/C_0)_{máxima}$, respectivamente, y la desviación estándar para los elementos químicos *C*, *Si*, *Mn*, *P*, *S* y *Cr*. La importancia de analizar la segregación con un método estadístico es obvia, pero merece ser explicada. Recordando que la calidad de un material tiene relación con la homogeneidad de la microestructura de solidificación y de la segregación en todo el dominio físico. La desviación estándar es un parámetro que indica cuán lejos de un valor nominal se encuentra un valor experimental. Sin embargo, la desviación estándar tiene que ser analizada junto con los valores máximos y mínimos de la segregación. Ya que, si sólo una medida experimental excede el límite de calidad esperado y no afecta de manera importante a la desviación estándar, es suficiente motivo para que el material no cumpla con los requerimientos de calidad y por lo tanto, presentar futuras fallas.

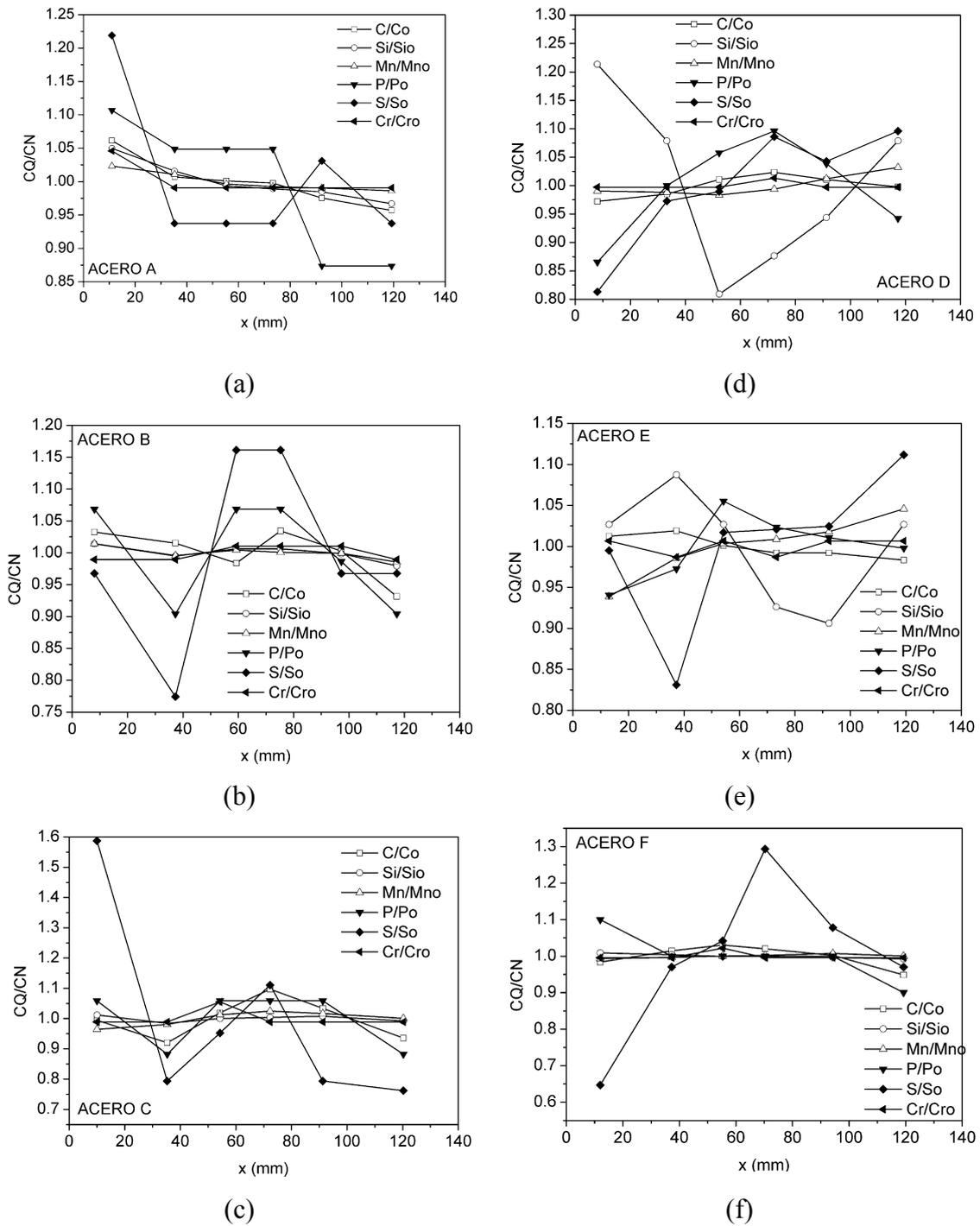


Fig. 4.11.- Ratio experimental de los elementos químicos *C*, *Si*, *Mn*, *P*, *S* y *Cr*, para seis planquillas industriales

En la Tabla 4.3 para los aceros A-F se destaca con **negrita** los componentes químicos que denotan mayor segregación, con excepción del acero D, donde el *S* tiene más segregación.

Acero	Parámetro	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>
A	$(C_s/C_0)_{mínima}$	0.9569	0.9670	0.9863	0.8738	0.9375	0.9908
A	$(C_s/C_0)_{máxima}$	1.0614	1.0498	1.0232	1.1067	1.2188	1.0459
A	σ	0.03544	0.02901	0.01419	0.10032	0.11354	0.02247
B	$(C_s/C_0)_{mínima}$	0.9315	0.9794	0.9855	0.9041	0.7742	0.9895
B	$(C_s/C_0)_{máxima}$	1.0343	1.0141	1.0145	1.0685	1.1613	1.0105
B	σ	0.03853	0.01211	0.00955	0.08081	0.14570	0.01153
C	$(C_s/C_0)_{mínima}$	0.9205	0.9843	0.9646	0.8824	0.7619	0.9890
C	$(C_s/C_0)_{máxima}$	1.0971	1.0118	1.0247	1.0588	1.5873	1.0549
C	σ	0.06547	0.01027	0.02312	0.09113	0.31667	0.02692
D	$(C_s/C_0)_{mínima}$	0.9723	0.8090	0.9834	0.8654	0.8129	0.9974
D	$(C_s/C_0)_{máxima}$	1.0235	1.2135	1.0320	1.0962	1.0961	1.0132
D	σ	0.01883	0.15024	0.01851	0.08427	0.10424	0.00646
E	$(C_s/C_0)_{mínima}$	0.9832	0.9060	0.9386	0.9407	0.8310	0.9868
E	$(C_s/C_0)_{máxima}$	1.0190	1.0873	1.0457	1.0551	1.1118	1.0066
E	σ	0.01354	0.06936	0.03596	0.03993	0.09210	0.01019
F	$(C_s/C_0)_{mínima}$	0.9487	0.9929	0.9933	0.9000	0.6467	0.9956
F	$(C_s/C_0)_{máxima}$	1.0306	1.0087	1.0073	1.1000	1.2934	1.0218
F	σ	0.02985	0.00565	0.00475	0.06325	0.21001	0.01070

Tabla 4.3.- Concentración adimensional mínima y máxima, desviación estándar y promedio para los elementos químicos *C*, *Si*, *Mn*, *P*, *S* y *Cr*, para seis palanquillas industriales (A-F) en la diagonal de la palanquilla

En la Tabla 4.4 para cada familia de aceros se presenta una forma estándar o adimensional de la diferencia entre los valores adimensionales máximo y mínimo de la cantidad de segregación (Fig. 4.11). Además, para las tres familias de aceros el valor mayor se señala con letra negrita y cursiva.

	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>
Familia 1						
A	0.104	0.083	0.037	0.233	0.281	0.055
C	0.177	0.024	0.060	0.176	0.825	0.066
Familia 2						
D	0.051	0.404	0.044	0.231	0.283	0.016
E	0.036	0.181	0.107	0.114	0.281	0.020
Familia 3						
B	0.103	0.035	0.029	0.164	0.387	0.021
F	0.082	0.016	0.014	0.200	0.647	0.026

Tabla 4.4.- Parámetro estándar para cuantificar la cantidad de segregación

En la Tabla 4.4 se puede observar que todos los elementos presentan un rango de segregación. Asimismo, en cada familia de aceros y para cada elemento se puede

distinguir cual presenta mayor segregación. En las figuras 4.14 a y c para la familia 1, se observa la evolución de la segregación experimental y se distingue que los componentes químicos que más segregan son el *S* y el *P*. Del mismo modo, en las figuras 4.14 d y e para la familia 2, se observa que los componentes químicos que más segregan son el *S*, el *Si* y el *P*. Finalmente, en las figuras 4.14 b y f para la familia 3, los componentes químicos que más segregan son el *S* y el *P*. Todo lo anterior puede ser corroborado en la Tabla 4.4.

En la familia 1 para cuatro elementos químicos (*C*, *Mn*, *S* y *Cr*), el acero C tiene una brecha adimensional experimental mayor que el acero A. Por un lado, esto se atribuye a que la v_c del acero C es 0.15(*m/min*) decimales más rápida que la v_c del acero A (ver Tabla 4.5). Sin embargo, las condiciones de enfriamiento de ambos aceros en las zonas de rociadores 1 y 2 son similares. Entonces, ¿Porqué la longitud metalúrgica del acero C es mayor?, porque en la zona de rociadores 3, el flujo de agua del acero C es considerablemente menor que el flujo de agua del acero A, en consecuencia, menos liberación de calor en la zona de enfriamiento de mayor longitud, por lo tanto, la solidificación en el origen de la palanquilla es más lenta desde la zona número 3 de rociadores, condición que no implica menos segregación.

	Zona 1	Zona 2	Zona 3	v_c	$T_l - T_s$	d_s
Familia 1	<i>lm²/s</i>	<i>lm²/s</i>	<i>lm²/s</i>	<i>m/min</i>	°C	<i>m</i>
A	25.65	8.7	2.03	1.47	88	11.27
C	25.83	8.75	1.76	1.62	87	13.1
Familia 2						
D	12.78	2.68	0.81	1.38	64	10.44
E	12.9	2.99	0.88	1.55	60	11.99
Familia 3						
B	16.2	7.87	0.89	1.63	57	12.39
F	18.88	9.16	1.05	1.81	67	14.27

Tabla 4.5.- Resumen de los parámetros operacionales del proceso

En la familia 2 para los elementos químicos (*C*, *Si*, *P* y *S*), la segregación del acero D es mayor que la segregación del acero E, sin embargo, el enfoque del análisis es distinto. En la Tabla 4.5, se observa que la v_c del acero D es menor en 0.17(*m/min*) decimales respecto de la v_c del acero E. Asimismo, para el acero D en todas las zonas de enfriamiento el flujo de agua es menor, pero no lo suficiente para evitar más segregación. También, la diferencia $T_l - T_s$ del acero E es 4 °C menor que la diferencia

del acero D, por lo tanto, más liberación de calor latente. De este modo, la d_s del acero D es 1.5 m menos larga que la d_s del acero E, situación que se puede asociar a un acero con más zonas ricas en soluto.

En la familia 3, ambos aceros (B y F) tienen 3 elementos químicos con una brecha adimensional mayor que el otro. Entonces, para distinguir cual tiene más segregación, para los elementos C , Si y Mn y de manera inversa para los elementos P , S y Cr , se determina el cociente entre los parámetros adimensionales del acero B vs el acero F. De esta manera, se concluye que el acero B tiene más segregación respecto del acero F. Por otra parte, en la Tabla 4.5 se observa que, los flujos de agua en las tres zonas de rociadores, la velocidad de colada, la diferencia de temperaturas $T_l - T_s$ y la longitud metalúrgica del acero F, son mayores que los parámetros de operación del acero B. Por lo tanto, se observa que existe una proporcionalidad entre ambos procesos de operación.

Por otra parte, Kawamoto y col. ^[140] estudian experimentalmente en aceros al carbono la segregación del S , Mn , P y el C , representan la segregación como el cociente entre el valor medido y el valor promedio. A pesar de que los resultados experimentales denotan bastante dispersión, determinan mediante un ajuste lineal la segregación de C/C_0 versus los cocientes S/S_0 , Mn/Mn_0 y P/P_0 , ver Fig. 4.12.

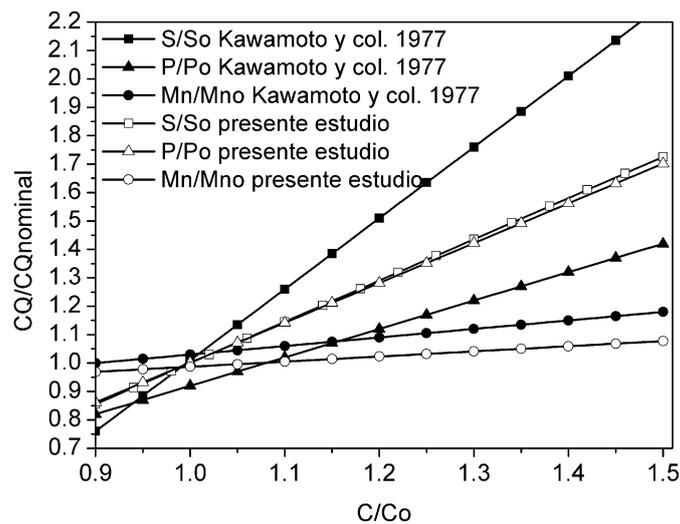


Fig. 4.12.- Cociente C/C_0 versus los cocientes S/S_0 , Mn/Mn_0 y P/P_0

En la Fig. 4.12 el ajuste lineal presentado en Kawamoto y col. ^[140] es contrastado con los resultados obtenidos en el presente estudio. En la evolución del cociente Mn/Mn_0

con respecto de C/C_0 se observa un mínimo desfase entre las curvas. De otro modo, la evolución del cociente S/S_0 tiene una pendiente menor que la presentada en bibliografía^[140]. En cambio, la pendiente del cociente P/P_0 es mayor que la obtenida en bibliografía^[140]. También, en todos los casos se observa que el S , P y Mn segregan más cuando el contenido de C se incrementa.

Con el objeto de controlar la segregación en el proceso de colada continua, en la acería MANNESMANN^[128] realizan un estudio para disminuir la segregación del Mn en planchones de acero con 0.038% C y 1.35% Mn . En la zona donde se sitúan los rodillos de arrastre, experimentan dos condiciones de enfriamiento. La primera es a través de enfriamiento con aire (ensayo seco) y la segunda con rociadores de agua (ensayo húmedo). En muestras sometidas a macro-ataque determinan un mapa de colores del contenido de Mn . En ambos casos observan más cantidad de segregación de Mn en la línea central.

Entonces, en algunas zonas centrales del material realizan un micro-análisis “electron probe microanalysis”, donde determinan la desviación estándar σ y el factor de corrección F_c para la segregación del Mn ($F_c = C_{max}/C_0$). El factor de segregación promedio \bar{F}_c para los ensayos seco y húmedo son $\bar{F}_c = 1.53$ y $\bar{F}_c = 1.49$, respectivamente. Asimismo, la desviación estándar del Mn para los ensayos seco y húmedo fluctúan en los siguientes rangos, $0.051 < \sigma_{Mn} < 0.098$ y $0.062 < \sigma_{Mn} < 0.093$, respectivamente. Concluyen, que el mejor método es el húmedo, ya que está más cerca del caso ideal ($F_c = 1$).

En el presente estudio, en la Tabla 4.3 para los aceros A-F, para el caso del Mn se observó que la segregación fluctuó entre $0.0048 < \sigma_{Mn} < 0.036$. Los límites mínimo y máximo son para los aceros F y E, respectivamente. Los aceros D y F, por su bajo contenido de C y alto contenido de Mn , son similares a los aceros analizados por MANNESMANN^[128]. La σ_{Mn} obtenida para los aceros D y E se encuentran dentro de los máximos obtenidos en este estudio. Asimismo, para el acero F se observa que la concentración adimensional $(C_s/C_0)_{mínima}$ es máxima y que la concentración adimensional $(C_s/C_0)_{máxima}$ es mínima, lo que hace suponer que este acero tiene menos segregación de Mn . También, se observa para los aceros A-F que el límite

superior de la σ_{Mn} es menor que el límite inferior calculado por MANNESMANN^[128]. Por lo tanto, los aceros elaborados por Global Steel tienen más homogeneidad en el contenido de Mn respecto de los aceros de MANNESMANN^[128]. No obstante, en el presente estudio se analizaron las palanquillas en un corte transversal.

A continuación, en la Tabla 4.6 se resume la composición química de 11 aceros analizados por la acería IMATRA, éstos serán citados a través de un número romano. En la acería IMATRA^[128] estudian los patrones de la segregación en aceros. Primero determinan para el acero I (Tabla 4.6) la evolución experimental de una sección transversal de un tocho. Observan que ambos elementos segregan en el centro, situación que asocian con la agitación electromagnética en el molde.

Asimismo, para el acero II, para 13 condiciones de operación distintas, en una posición a medio radio observan una zona claramente visible de segregación positiva y en el centro una zona de segregación promedio similar a la concentración nominal.

Acero %	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>	<i>V</i>
I	0.43	0.26	0.8	0.027	1.10	-	0.18	-
II	0.28	0.25	1.0	0.055	1.00	-	0.06	-
III	0.38	0.57	1.4	0.037	0.15	-	-	-
IV	0.24	0.251	1.193	0.027	1.089	0.155	0.026	0.005
V	0.422	0.292	0.696	0.029	1.10	0.19	0.172	0.005
VI	0.356	0.317	0.702	0.031	1.391	1.337	0.166	0.005
VII	0.411	0.263	0.819	0.006	0.03	1.1	0.12	0.177
VIII	0.429	0.565	1.381	0.032	0.191	0.174	0.039	0.082
IX	0.421	0.314	0.709	0.032	1.091	0.113	0.173	0.005
X	0.161	0.25	0.569	0.016	1.58	1.496	0.287	0.007
XI	0.293	0.275	0.549	0.025	1.893	1.862	0.318	0.011

Tabla 4.6.- Resumen de la composición química de 11 aceros industriales de la acería IMATRA. Tabla adaptada de Emtage y col.^[128]

De otro modo, en una palanquilla y en una barra de acero III analizan la segregación en el centro. Comprueban que la segregación del C es positiva en ambos materiales a lo largo del eje central.

Entonces, en tochos y palanquillas analizan los efectos del proceso de agitación electromagnética para cuatro combinaciones entre el molde y la línea de colada a 4 metros por debajo del menisco (ver Tabla 4.7). Demuestran en un tocho de acero IV,

que la mejor combinación es con alta agitación electromagnética (AAEM) en el molde y en la línea de colada. Donde la desviación estándar para el C es $\sigma_C = 0.074$. Sin embargo, para la palanquilla la combinación óptima es con baja agitación electromagnética (BAEM) y AAEM, donde la $\sigma_C = 0.039$. También, observaron en el tocho y en la palanquilla que los cocientes $(C_c/C_0)_{mínima}$ y $(C_c/C_0)_{máxima}$, respectivamente, no se registraron en la combinación óptima.

Para los aceros V y VI, en la Tabla 4.7 la mejor combinación de la σ_C se destaca con negrita y cursiva. Los cocientes $(C_c/C_0)_{mínima}$ y $(C_c/C_0)_{máxima}$ coinciden con la mejor combinación. Otro aspecto interesante, es que para el mismo material y las mismas combinaciones entre AAEM, BAEM y SAEM, observaron que en las palanquillas de acero IV, V y VI la desviación estándar es menor que la de los tochos.

Línea de la colada	Molde	SAEM	AAEM	SAEM	AAEM
		Tocho	Tocho	Palanquilla	Palanquilla
Acero IV	AAEM	0.148	<i>0.074</i>	0.045	0.052
	BAEM	0.085	0.097	0.065	<i>0.039</i>
Acero V	AAEM	0.089	<i>0.055</i>	<i>0.029</i>	0.045
	BAEM	0.12	0.143	0.063	0.041
Acero VI	AAEM	0.208	<i>0.079</i>	0.05	<i>0.035</i>
	BAEM	0.158	0.303	0.053	0.043

AEMA : Alta Agitación Electromagnética

AEMB : Baja Agitación Electromagnética

SAEM : Sin Agitación Electromagnética

Tabla 4.7.- Resumen de la desviación estándar de la segregación del C para tochos y palanquillas de tres aceros industriales de la acería IMATRA. Tabla adaptada de Emtage y col. ^[128]

En el presente estudio, la fabricación de los aceros incluye el proceso de agitación electromagnética en el molde, con una intensidad de corriente de 450 A. En la Tabla 4.3 se observa que los aceros D y E (con bajo contenido de C) presentan menos segregación que los aceros A, B, C y F. Para los aceros A-F se observa que el rango de la desviación estándar del C fluctúa entre $0.01354 < \sigma_C < 0.06547$. Con respecto al contenido de C y de Mn , se observan semejanzas entre los aceros B y F y los aceros V y VI. En la Tabla 4.7 la desviación estándar ($\sigma_C = 0.02985$) del acero F coincide con la desviación estándar ($\sigma_C = 0.029$) del acero V, para la combinación AAEM-SAEM. Además, se ha verificado la similitud en el cociente adimensional $(C_c/C_0)_{mínima}$.

También, en la acería IMATRA^[128] para un tocho de acero VII (Tabla 4.6) de dimensiones 280 x 350 (mm^2), estudian el efecto del sobrecalentamiento en la segregación. La velocidad y temperatura de colada son $v_c = 0.7(m/min)$ y $T_c = 1494^\circ C$, respectivamente. La agitación electromagnética la aplican sólo en el molde y el sobrecalentamiento varía de 18 hasta 8 °C hacia el final de la colada. Analizan^[128] los resultados de la segregación del C y S con las mediciones realizadas en el tocho patrón (acero I). Sin embargo, el sobrecalentamiento del patrón es de 43 a 46 °C.

En este estudio, para un mejor entendimiento se han juntado en la Fig. 4.13 los datos experimentales del tocho patrón y de los tochos 1 y 2. Además, se ha calculado la desviación estándar y el cociente adimensional de la concentración para la segregación transversal (ver Tabla 4.8). Entonces, en la Fig. 4.13 observaron^[128] en la curva patrón que la segregación negativa es mínima entre las posiciones 15 y 35 mm y que la segregación positiva es menor entre las posiciones 50 y 80 mm, respecto de los tochos 1 y 2. Tanto para el C y S la primera observación es fácil de apreciar, sin embargo, la segunda observación sólo se cumple para el S. Además, se podría agregar que en cercanías del centro, los tres tochos tienen segregación negativa, siendo la segregación del tocho 1 la más crítica.

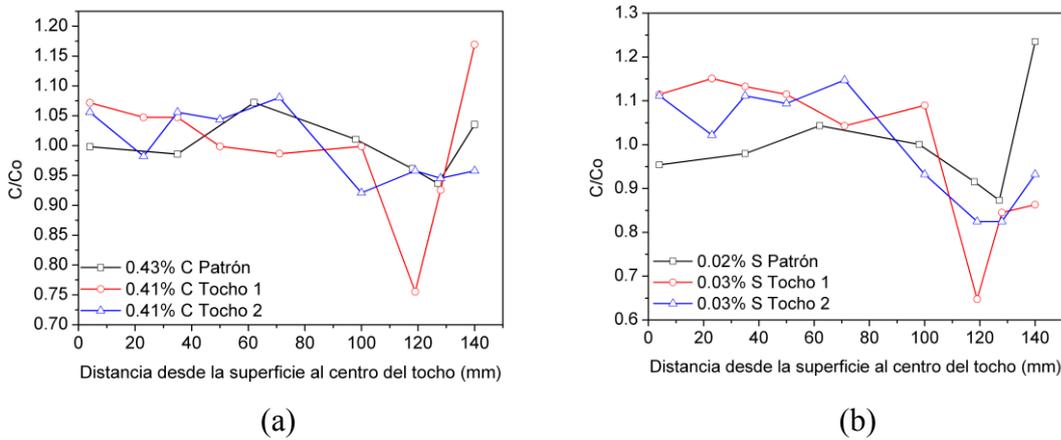


Fig. 4.13.- Segregación transversal adimensional del C y S en tres tochos de acero.

Datos obtenidos de estudio experimental realizado por IMATRA^[128]

También, en la Tabla 4.8 se observa que la segregación transversal del C del tocho patrón es menor que la de los tochos 1 y 2. Del mismo modo, la segregación transversal del C y S del tocho 2 es menor que la del tocho 1. Sin embargo, en el tocho 2 para el C

la $(C_s/C_0)_{m\acute{a}xima}$ no es m\acute{in}ima. Asimismo, para el tocho patr\on se observa que los valores adimensionales de segregaci\on m\acute{in}imo y m\acute{a}ximo de C son m\acute{a}s cercanos a 1. En cambio, para el S s\only el cociente $(C_s/C_0)_{m\acute{in}ima}$ es el m\acute{a}s cercano a 1.

La σ de la segregaci\on del C del acero C es mayor que la del tocho patr\on, sin embargo, la σ de los aceros A, B, D-F es del orden de magnitud de los tochos 1 y 2. Los aceros B y F tienen similar contenido de C que los aceros de la Tabla 4.8. Y la desviaci\on est\andar para los aceros B y F son $\sigma = 0.03853$ y $\sigma = 0.02985$, respectivamente.

A partir de los datos experimentales presentados por IMATRA^[128], en la secci\on transversal de los tochos 1 y 2 se obtiene la σ del S que fluct\ua entre $0.1174 < \sigma < 0.1773$ (ver Tabla 4.8). Asimismo, para los aceros A-F la σ del S fluct\ua entre $0.0921 < \sigma < 0.3167$. Donde el l\imite superior es superado por el acero C el cual tiene la m\acute{a}xima desviaci\on est\andar.

	C			S		
	Patr\on	Tocho 1	Tocho 2	Patr\on	Tocho 1	Tocho 2
ΔT	43-46	16	10	43-46	16	10
$(C_s/C_0)_{m\acute{in}ima}$	0.9366	0.7551	0.9209	0.8729	0.6472	0.8247
$(C_s/C_0)_{m\acute{a}xima}$	1.0722	1.0717	1.0805	1.2348	1.1506	1.1474
σ	0.0452	0.1069	0.0601	0.1175	0.1773	0.1174
Promedio %	0.4057	0.4106	0.4072	0.0235	0.0278	0.0279

Tabla 4.8.- Datos estad\isticos de la segregaci\on transversal del C y S para dos tochos de aceros industriales de la acer\ia IMATRA. Tabla adaptada de Emtage y col.^[128]

De otro modo, en la l\inea central del tocho 1 para un sobrecalentamiento de 16°C observaron menos segregaci\on para el C y S (ver Tabla 4.9). Esto se contradice con el resultado mostrado en la Tabla 4.8, demostrando lo complicado que es obtener una tendencia bien definida en la evoluci\on de la segregaci\on.

Tambi\en, las desviaciones est\andar de la segregaci\on transversal y longitudinal se diferencian considerablemente, excepto para el tocho 2 (ver Tablas 4.8 y 4.9).

En IMATRA^[128], otra metodolog\ia para analizar el efecto de la segregaci\on en el centro del tocho, es cortando un trozo lateral en la direcci\on del eje central. Entonces, con esta t\ecnica el eje central se desplaza hacia una posici\on cercana al medio radio. De este

modo, en un tocho de dimensiones $280 \times 350 \text{ mm}^2$ con un corte longitudinal desplazaron el centro del tocho a 58 mm desde la superficie, quedando un tocho de dimensiones $280 \times 233 \text{ mm}^2$.

	C			S		
	Patrón	Tocho 1	Tocho 2	Patrón	Tocho 1	Tocho 2
ΔT	43-46	16	10	43-46	16	10
$(C_s/C_0)_{\text{mínima}}$	0.858	0.950	0.927	0.722	0.826	0.798
$(C_s/C_0)_{\text{máxima}}$	1.16	1.043	1.122	1.455	1.219	1.315
σ	0.081	0.036	0.062	0.188	0.110	0.150
Promedio %	0.456	0.42	0.39	0.028	0.33	0.028

Tabla 4.9.- Datos estadísticos de la segregación del C y S en la línea central para dos tochos de aceros industriales de la acería IMATRA.

Tabla adaptada de Emtage y col.^[128]

Los resultados de la segregación se resumen en la Tabla 4.10. Observaron en el acero IX que la segregación del C fue menor en el tocho cortado, sin embargo, la $(C_s/C_0)_{\text{mínima}}$ no es máxima. Asimismo, en los aceros VIII y X la segregación es menor para el tocho de dimensiones normales. De otro modo, para los aceros IX y X la segregación del S disminuyó para los tochos de dimensiones $280 \times 233 \text{ mm}^2$.

		Acero VIII		Acero IX		Acero X	
		280x350	280x233	280x350	280x233	280x350	280x233
$(C_s/C_0)_{\text{mínima}}$	C	0.93	0.91	0.92	0.91	0.93	0.92
$(C_s/C_0)_{\text{máxima}}$	C	1.07	1.12	1.11	1.07	1.12	1.15
σ	C	0.033	0.067	0.054	0.039	0.048	0.0493
$(C_s/C_0)_{\text{mínima}}$	S	0.86	0.79	0.83	0.75	0.88	0.87
$(C_s/C_0)_{\text{máxima}}$	S	1.19	1.305	1.31	1.24	1.25	1.15
σ	S	0.095	0.154	0.136	0.104	0.085	0.078

Tabla 4.10.- Datos estadísticos de la segregación del C y S en la línea central para dos tochos de dimensiones 280×350 y $280 \times 233 \text{ mm}^2$ de la acería IMATRA. Tabla adaptada de Emtage y col.^[128]

Tal y como ya se ha señalado, para los aceros A-F la σ del C y del S fluctúan entre $0.01354 < \sigma < 0.06547$ y $0.0921 < \sigma < 0.3167$, respectivamente. De este modo, se observa que la σ del C de los aceros VIII-X está dentro del orden de magnitud de la σ de los aceros A-F, con excepción del acero VIII (tocho cortado) que tiene una $\sigma = 0.067$. También, la segregación del S de los aceros VIII-X tiene similitud en el orden de

magnitud respecto de los aceros A-F. Y el acero C tiene una $\sigma = 0.3167$ que duplica al valor más alto presentado por IMATRA^[128].

De otro modo, en una palanquilla de acero XI (*CrNiMo* 8) observaron^[128] que en una posición de 23 mm la segregación del C y Cr son máximas. Siendo la desviación estándar del Cr mayor que la del C ($\sigma_{cr} = 0.0325$ y $\sigma_c=0.0121$).

Se destaca la diferencia entre el contenido de Cr de los aceros A-F y el acero XI. En el presente estudio la σ del Cr para los aceros A-F fluctúan entre $0.00646 < \sigma < 0.02692$, no obstante, la σ obtenida por IMATRA^[128] es mayor que el límite máximo y está dentro del orden de magnitud del presente estudio.

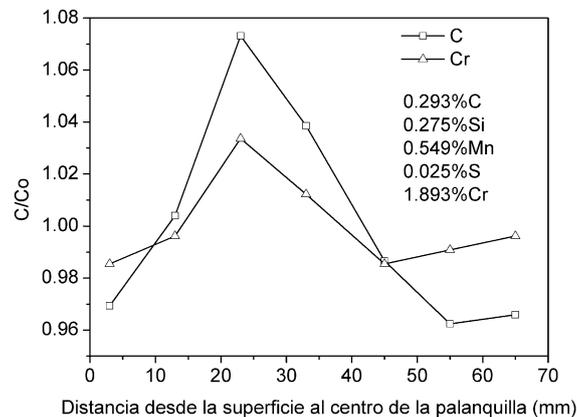


Fig. 4.14.- Segregación adimensional del C y Cr en una palanquilla de de acero. Imagen adaptada de datos experimentales obtenidos por IMATRA^[128]

En SIDENOR^[128], con el programa DISTEMP desarrollan la simulación de la transferencia de calor en 20 metros lineales de palanquilla para un acero 100Cr6. Estudian 4 casos, para una $T_c = 1511^\circ\text{C}$ y dos velocidades de colada (1.05 y 1.2 m/min), varían el flujo de agua de la primera zona de rociadores desde 89.9 – 181.98 ($\text{W}/\text{m}^2\text{K}$). La evolución de la temperatura de la superficie de la palanquilla corresponde a la que midieron experimentalmente. Además, a menor enfriamiento de la primera zona de rociadores en el origen de la palanquilla más tiempo demoró la solidificación. Asimismo, para una $v_c = 1.05(\text{m}/\text{min})$ un incremento de la intensidad de enfriamiento resultó en una reducción de la segregación del C desde 8 a 5% y en la segregación del S desde 5 a 3%.

En IRSID^[128], para aceros de contenido de S menor a 0.002%, desarrollan un método para evaluar el contenido de precipitados de Fe_3P en las bobinas de cable. La gravedad la evaluaron en un rango de 0 a 4. Observaron que una gran presencia de Fe_3P conduce a malos resultados en los ensayos de flexión y estirado, conduciendo a un rechazo de la colada.

4.4.4. Relación entre la composición química y los espaciados dendríticos primarios y secundarios

La Fig. 4.15 muestra la relación entre los espaciados dendríticos primarios y secundarios, y la segregación del C a través del cociente C_s/C_0 . Emtage y col.^[128], en base a resultados experimentales de segregación del C , señalan que ésta se ve favorecida en palanquillas debido a los altos gradientes térmicos en la interfase líquido sólido y en el corazón del producto. Para ello recomiendan la agitación electromagnética para romper las redes dendríticas y fomentar la homogeneidad del producto, además, de un control riguroso del sobrecalentamiento.

En la Fig. 4.15 en las gráficas a,b y e se observa que hacia el centro de la palanquilla el cociente C_s/C_0 tiende a un valor máximo, coincidiendo con las figuras 214, 224 y 232 presentadas en el informe técnico de la comisión europea elaborado por Emtage y col.^[128]. También, se podría interpretar que la segregación es positiva en el centro de la palanquilla y es negativa en el NLE, donde los espaciados son máximos y mínimos, respectivamente, coincidiendo con los resultados presentados por Xia y col.^[85].

En la Fig. 4.15 en las gráficas d y f, desde el NLE hacia el origen de la palanquilla se observa que la evolución del contenido de C sigue la misma tendencia del crecimiento del espaciado dendrítico secundario hasta las posiciones 75 y 58 mm. En estas posiciones la concentración adimensional alcanza los máximos $(C_s/C_0)_{máxima} = 1.02$ y $(C_s/C_0)_{máxima} = 1.03$, respectivamente. Desde este pico máximo la concentración adimensional decrece hasta las cercanías del nodo origen, al igual que en bibliografía^[128].

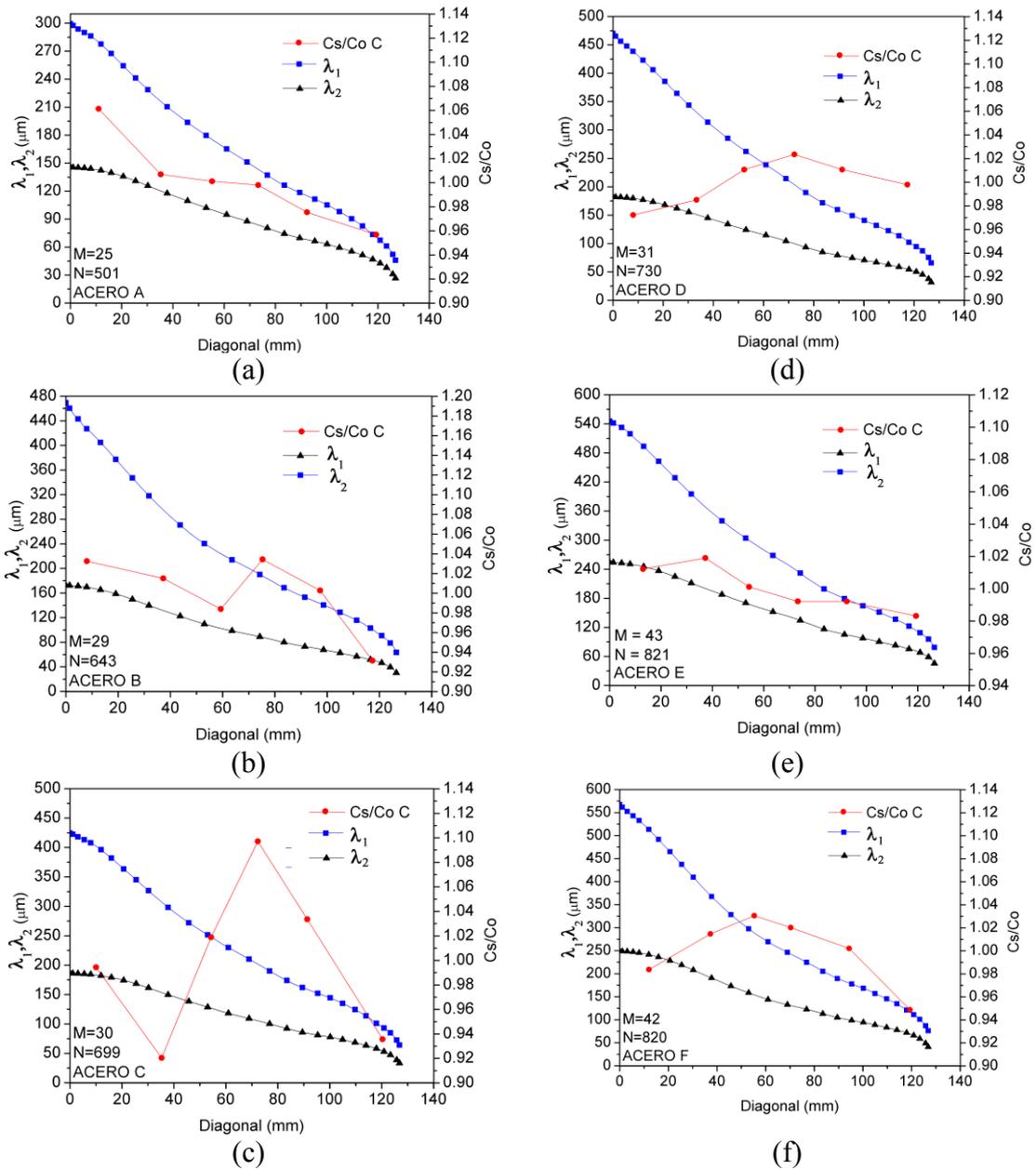


Fig. 4.15.- Relación entre el contenido de C experimental y los espaciados dendríticos primarios y secundarios

4.4.5. Validación experimental de la formulación mixta

Se realizan tres ensayos de espectrometría en cada posición delimitada por líneas segmentadas dentro de la franja diagonal que se muestra en la Fig. 4.10. Si alguna de las tres mediciones difiere notablemente de las restantes, se procede a repetir dicho ensayo. De este modo, la medición experimental de la composición química es el promedio de la cantidad de ensayos y la posición geométrica del éste es obtenida por observación de

la muestra y corresponde al centro de la zona más afectada por el calor de la chispa. Una vez calculada la composición química sobre la diagonal de la palanquilla, la composición nominal C_0 se determina como el promedio de todas las mediciones. Mientras más puntos experimentales se tengan, el valor de la composición nominal será más preciso.

En resumen, en la línea diagonal del corte transversal de una palanquilla (de acero hipoeutectoide) se ha medido la composición química en 6 posiciones, de las cuales se ha obtenido el promedio, que para efectos de la simulación numérica es la composición nominal C_0 . Entonces, con las medidas experimentales se elabora un fichero numérico (ver Tabla 4.11), que contenga para cada elemento químico, la posición versus el valor de la composición química experimental y debajo de cada columna de datos la C_0 . Además, en la Tabla 4.11 se calcula la desviación estándar y los límites superior e inferior de una distribución estándar para saber qué valores están fuera del rango de normalidad, los cuales se distinguen en negrita y cursiva.

Posición (mm)	% peso	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>
11.0		<i>0.7801</i>	<i>0.2367</i>	<i>0.4990</i>	0.0063	<i>0.0130</i>	<i>0.0190</i>
35.3		0.7401	0.2290	0.4930	0.0060	0.0100	0.0180
55.3		0.7358	0.2240	0.4860	0.0060	0.0100	0.0180
73.3		0.7335	0.2230	0.4840	0.0060	0.0100	0.0180
92.3		0.7170	0.2220	0.4830	<i>0.0050</i>	0.0110	0.0180
119.3		<i>0.7033</i>	<i>0.2180</i>	0.4810	<i>0.0050</i>	0.0100	0.0180
	C_0	0.73497	0.22544	0.48767	0.00572	0.01067	0.01817
	σ	0.02605	0.00654	0.00692	0.00057	0.00121	0.00041
	$C_0 + \sigma$	0.76101	0.23199	0.49459	0.00630	0.01188	0.01857
	$C_0 - \sigma$	0.70892	0.21890	0.48075	0.00515	0.00946	0.01776

Tabla 4.11.- Composición química en la diagonal de una palanquilla de acero A y parámetros estadísticos

Entonces, con el método iterativo de Newton Rapshon se obtiene el parámetro de ajuste θ (Ec. 4.43) y para este propósito, son utilizados la información experimental de la composición química de la Tabla 4.11, la simulación numérica de la transferencia de calor (ésta se ha realizado con los parámetros industriales de la lingotera número 1, ver Tablas 2.16 y 2.17) y la simulación de los espaciados dendríticos secundarios λ_2 (ésta se obtiene con el parámetro constante $M = 27$, ver Fig. 3.24). Además, en la Ec. 4.40 se

usan las propiedades termo-físicas de cada elemento químico que se detallan en la Tabla 4.12.

Componente/Propiedad	D_s m^2/s	m $K/\%$	k
<i>C</i>	7.9×10^{-9}	80	0.2
<i>Si</i>	3.5×10^{-11}	8	0.77
<i>Mn</i>	4.0×10^{-11}	5	0.75
<i>P</i>	4.4×10^{-11}	34	0.13
<i>S</i>	1.6×10^{-10}	40	0.06

Tabla 4.12.- Propiedades termo-físicas de cada elemento químico^[31]

El parámetro de ajuste θ y su promedio deben estar entre 0 y 1, en caso contrario, podría tratarse de un error en el cálculo o de algún parámetro mal ingresado al programa, ver Fig. 4.16.

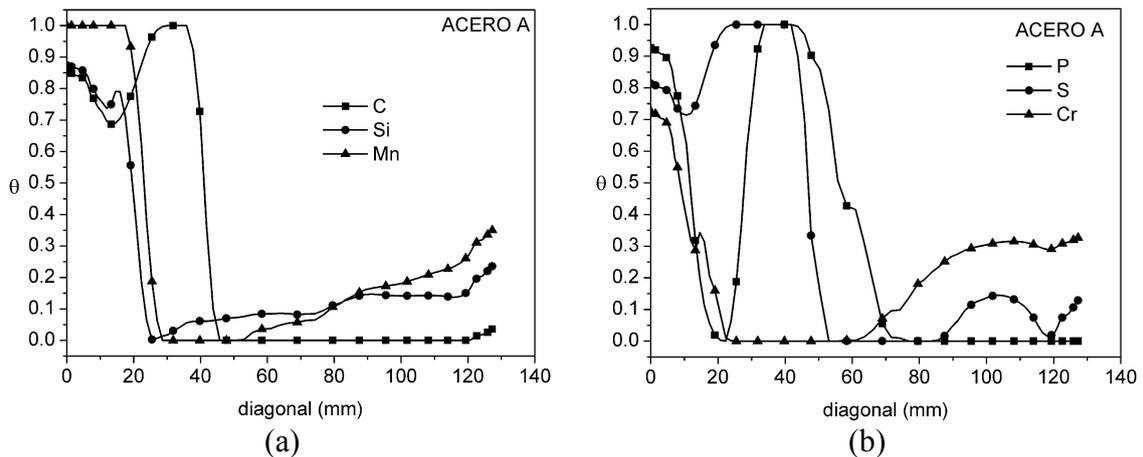


Fig. 4.16.- Evolución del parámetro de ajuste theta en función de x e y , sobre la diagonal de la palanquilla del acero A. (a) *C*, *Si* y *Mn*, y (b) *P*, *S* y *Cr*

En la Fig. 4.16.a y b, para el acero A y los elementos químicos *C*, *Si*, *Mn*, *P*, *S* y *Cr*, se observa en la diagonal de la palanquilla la evolución del parámetro de ajuste θ . Cuando los enfriamientos son más severos predomina la macrosegregación, y cuando ya enfría más lentamente, la microsegregación. Para el *P* y el *S* la segregación presenta más variación entre el medio radio y el centro de la palanquilla, ya que θ se incrementa desde 0 a 1. Después θ desciende y nuevamente se incrementa muy cerca del centro de la palanquilla. Para los elementos químicos *C*, *Mn*, *P* y *S* se observa que el parámetro de ajuste θ alcanza los extremos numéricos 0 y 1.

Como primer paso para la predicción de la evolución de la segregación de cada componente químico, en la Tabla 4.13 se obtiene el promedio del parámetro de ajuste $\bar{\theta}$. Este promedio se obtiene mediante la sumatoria de todos los puntos sobre la diagonal de la palanquilla. Para todos los elementos químicos el promedio de θ es menor que 0.5, es decir, predomina la macrosegregación.

Acero A	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>
$\bar{\theta}$	0.3349	0.2941	0.3765	0.3334	0.4075	0.2674

Tabla 4.13.- Promedio del parámetro de ajuste theta para el acero A

En la Tabla 4.14 en la diagonal de la palanquilla se obtiene la desviación estándar σ entre la evolución de la segregación obtenida con $\bar{\theta}$ y los datos experimentales.

Acero A	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>
σ	1.147E-02	6.690E-04	4.800E-03	2.289E-04	8.624E-04	5.459E-05

Tabla 4.14.- Desviación estándar de cada elemento químico del acero A entre la composición sólida calculada con el parámetro de ajuste theta promedio y el resultado experimental

En las figuras 4.17 y 4.18, para el acero A y los elementos químicos *C*, *Si*, *Mn*, *P*, *S* y *Cr* se observan la evolución de la microsegregación, la macrosegregación y la segregación obtenida por la combinación de ambas. Los modelos matemáticos utilizados corresponden a las Ecs. 4.12, 4.31 y 4.34, respectivamente. Además, se observan los puntos experimentales y la composición nominal C_0 . Para cada elemento químico, en la gráfica del lado izquierdo se presenta la evolución de la segregación con $\theta(x,y)$ y en la gráfica del lado derecho la segregación obtenida con $\bar{\theta}$. Cuando θ depende de la posición y adquiere valores extremos (0 ó 1), la segregación obtenida con el modelo mixto se acopla con la gráfica de la macro ó de la micro según corresponda. En cambio, cuando la predicción se realiza con un $\bar{\theta}$, la evolución de la segregación es más continua y normalmente es un valor intermedio entre la micro y la macro.

En la Ec. 3.34 el parámetro de ajuste θ pondera los modelos de macrosegregación y microsegregación. Por esta razón, la representación gráfica de la evolución de la C_s calculada con estos modelos debe permanecer invariante para $\theta(x,y)$ y $\bar{\theta}$.

En la Fig. 4.17.a se observa que la microsegregación del C siempre evoluciona sobre la composición nominal C_0 . En el NLE la microsegregación del C comienza con una C_s máxima ($C_s = 0.84\%C$), que disminuye abruptamente durante la primera zona de solidificación. Después, en la diagonal para una posición menor a 120 mm la C_s del C disminuye levemente hasta alcanzar en el origen un valor mínimo ($C_s = 0.76\%C$). La justificación matemática de la evolución de la microsegregación del C se encuentra en el parámetro de retrodifusión corregido γ , que es función del parámetro de retrodifusión α . En este caso, en el origen este parámetro es $\gamma = 0.42$ y en el NLE es $\gamma = 0.24$. Por lo tanto, la evolución de la microsegregación del C es consistente con lo que se ha comentado en la Fig. 4.4.b.

En la Fig. 4.17, en las gráficas a y d, respectivamente, la curva de la C_s del C obtenida con el modelo de macrosegregación, en el NLE tiene un valor mínimo por debajo de la concentración nominal C_0 . Desde el NLE hasta una posición de 120 mm , la C_s del C se incrementa abruptamente, desde esta posición la C_s del C aumenta ligeramente hasta que en una posición 90 mm cambia de segregación negativa a positiva. Hacia el origen de la palanquilla la C_s del C sigue aumentando hasta que en la posición 15 mm nuevamente aumenta abruptamente hasta alcanzar un valor de $C_s = 1.15$.

Para el acero A, se observa que la evolución de la C_s de cada elemento químico obtenida con los modelos de microsegregación y macrosegregación son análogas al C , por esta razón no se ahondará en los otros análisis.

En las gráficas de las figuras 4.17 y 4.18 se observa que la microsegregación y la macrosegregación encierran un área de concentraciones. Cuando se ajusta $\theta(x, y)$ y los datos experimentales están fuera o sobre las fronteras, la C_s no toma valores fuera del área de concentraciones (ver Fig. 4.17.a y Fig. 4.18 a y b). Sin embargo, si la medición experimental queda delimitada por ambos modelos, la evolución de la C_s será muy cercana a la cantidad experimental (ver Fig. 4.17 b y c, y Fig. 4.18 a y c).

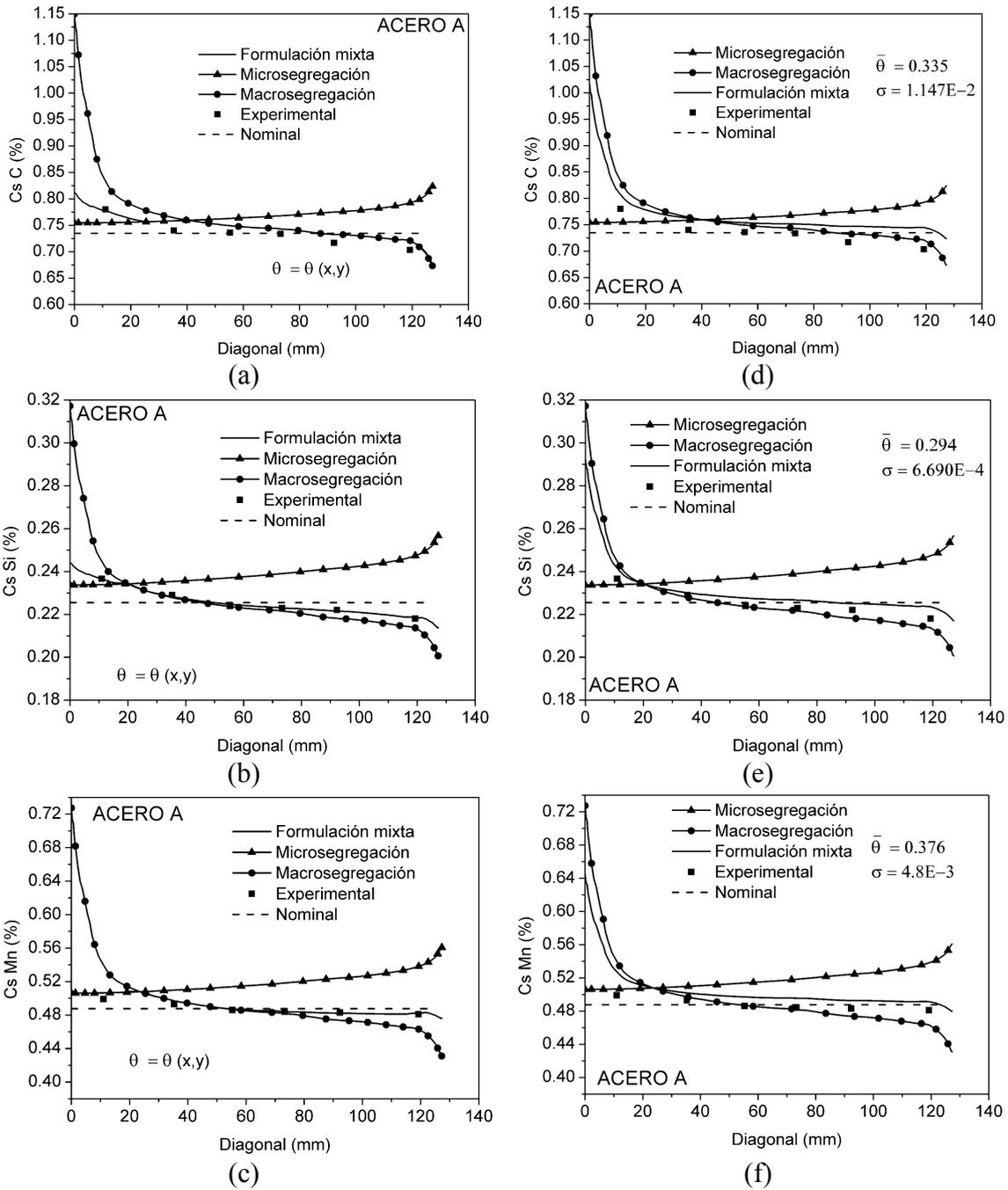


Fig. 4.17.- C_S para el acero A en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a, b y c) C_S del C, Si y Mn con el parámetro de ajuste theta función de x e y. (d, e y f) C_S del C, Si y Mn con el parámetro de ajuste theta promedio

En las figuras 4.17 y 4.18, en las gráficas d, e y f, respectivamente, se observa que la C_S obtenida con la formulación mixta para $\bar{\theta}$ es similar a la C_S obtenida con el modelo de macrosegregación. Sin embargo, en el lado izquierdo del punto de intersección entre los modelos de microsegregación y macrosegregación, la C_S obtenida con la formulación

mixta es menor que la C_s obtenida con la macrosegregación y en el lado derecho de la intersección la relación es inversa. Para todos los elementos químicos con excepción del S , en el NLE se observa que la segregación es negativa, ésta crece ligeramente hasta una posición aproximada de 12 mm, donde comienza un incremento más abrupto dando como resultado una evidente segregación positiva.

También, para todos los elementos químicos se obtiene que $\bar{\theta} < 0.5$, por lo tanto, en la evolución de la C_s el modelo matemático que más peso tiene es el de macrosegregación, influyendo en la segregación positiva del centro de la palanquilla. Para el caso del C , Mn y S , la aproximación de la C_s obtenida con la formulación mixta sigue la tendencia de los datos experimentales, no obstante, está desfasada.

De otro modo, para los elementos químicos Si , P y Cr la formulación mixta es más cercana a la evolución experimental. Para este estudio se ha respetado la tendencia natural de cada modelo, sólo se ha implementado un parámetro de ajuste para discriminar que fenómeno tiene mayor peso en el proceso de colada continua.

Asimismo, se observa que el modelo de la microsegregación siempre evoluciona por encima de la C_0 , no obstante, la macrosegregación admite ambos casos, en consecuencia, una formulación mixta permite realizar una buena aproximación del fenómeno de la segregación.

Hasta aquí, para diferentes aceros al C se ha explicado la metodología de ajuste del parámetro θ en función de las coordenadas cartesianas. Para esto, en un acero A se ha estudiado la segregación experimentalmente y se ha simulado la C_s en la diagonal de la palanquilla con los modelos de microsegregación, macrosegregación y una formulación mixta. Posterior a esto, en base a mediciones experimentales se ha determinado el promedio de θ para obtener la evolución de la segregación de manera más aproximada. A continuación, para realizar la predicción de la segregación, el mismo procedimiento será aplicado a siete palanquillas fabricadas en la acería Global Steel Wire S.A.

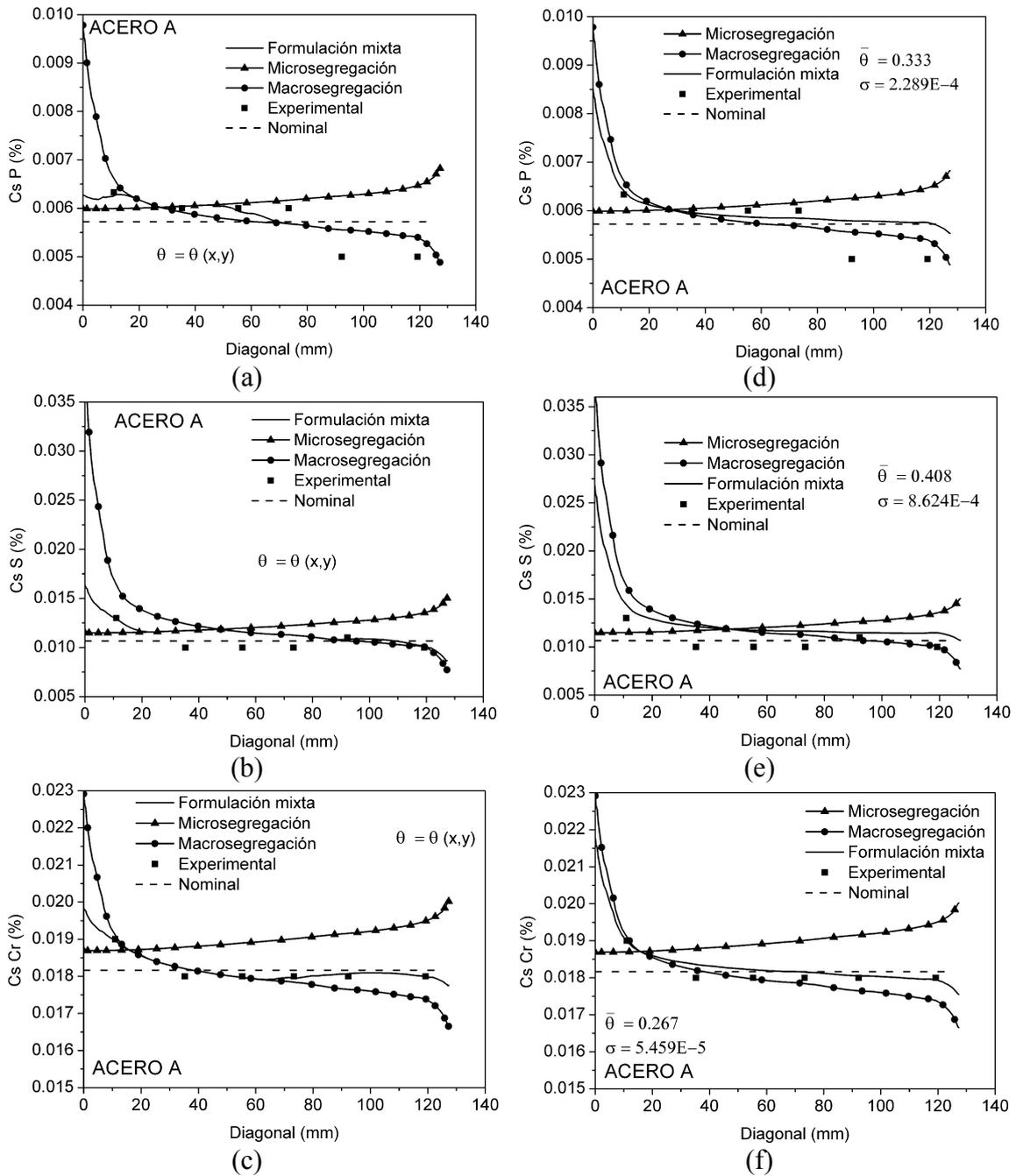


Fig. 4.18.- C_S para el acero A en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a, b y c) C_S del P, S y Cr con el parámetro de ajuste theta función de x e y . (d, e y f) C_S del P, S y Cr con el parámetro de ajuste theta promedio

4.5. PREDICCIÓN DE LA SEGREGACIÓN CON LA FORMULACIÓN MIXTA PARA SIETE ACEROS INDUSTRIALES

En siete palanquillas industriales elaboradas con el proceso de colada continua la segregación se estudia numérica y experimentalmente. La simulación de la transferencia de calor se desarrolla para las condiciones de operación de las Tablas 2.16 y 2.17. Asimismo, los espaciados dendríticos secundarios son determinados con el parámetro M que se muestra en las figuras 3.24 y 3.25.

Siguiendo la metodología desarrollada para el acero A, en los siete aceros industriales y para cada componente químico se obtiene el parámetro de ajuste θ promedio. En la Tabla 4.15 se observa que este parámetro para la mayoría de los elementos químicos es menor a 0.5 lo que indica que predomina la macrosegregación. Sin embargo, los parámetros de ajuste θ_C , θ_S , θ_{Si} , θ_S son mayores que 0.5 en los aceros C, D, E y F, respectivamente, dando más peso a la microsegregación.

En la predicción de la segregación, la mayoría de los promedios de θ están dentro del rango 0.4-0.5, por esta razón se utiliza el promedio global $\bar{\theta}$ para los elementos químicos C , Si , Mn , P , S y Cr , respectivamente, (ver la última fila de la Tabla 4.15). También, se puede observar que el promedio global de θ para todos los elementos químicos es menor que 0.5, lo que indica que la predicción de la segregación quedará dominada por la macrosegregación.

Acero	θ_C	θ_{Si}	θ_{Mn}	θ_P	θ_S	θ_{Cr}
A0	0.4574	0.4174	0.4495	0.4848	0.4864	-
A	0.3349	0.2941	0.3765	0.3334	0.4075	0.2674
B	0.4016	0.4120	0.4162	0.3816	0.4443	0.4143
C	0.5653	0.4238	0.4565	0.4155	0.1737	0.5352
D	0.4782	0.3715	0.4496	0.4920	0.5233	0.4332
E	0.4478	0.5127	0.4586	0.4638	0.4494	0.4400
F	0.4394	0.4507	0.4495	0.4091	0.5132	0.4569
$\bar{\theta}$	0.4464	0.4118	0.4366	0.4257	0.4283	0.4245

Tabla 4.15.- Promedio del parámetro de ajuste theta y promedio global del parámetro de ajuste theta para los elementos químicos C , Si , Mn , P , S y Cr

La predicción de la segregación a través de una formulación mixta se realiza para los aceros A0 y A-F con el θ promedio global obtenido en la Tabla 4.15. A continuación, se resume en la Tabla 4.16 la desviación estándar calculada entre la predicción de la C_s obtenida con la formulación mixta y las mediciones experimentales de cada acero. Para el acero A, la desviación estándar de cada elemento obtenida en la Tabla 4.14 es menor que la presentada en la Tabla 4.16. Esto es obvio, ya que la predicción es calculada con el promedio global de θ y no con el θ promedio particular.

	σ_C	σ_{Si}	σ_{Mn}	σ_P	σ_S	σ_{Cr}
A0	3.283E-02	1.769E-02	5.860E-02	1.308E-03	1.082E-02	
A	5.245E-02	1.152E-02	3.657E-02	7.170E-04	2.973E-03	4.240E-04
B	4.329E-02	1.845E-02	4.906E-02	1.618E-03	2.687E-03	2.682E-03
C	7.343E-02	1.423E-02	4.932E-02	6.455E-04	1.172E-03	7.679E-04
D	5.818E-03	1.853E-03	7.534E-02	8.045E-03	1.016E-01	1.868E-03
E	4.357E-03	1.634E-03	1.206E-01	6.555E-03	6.999E-02	1.301E-03
F	5.618E-02	1.222E-02	4.449E-02	6.342E-04	5.439E-03	1.785E-03

Tabla 4.16.- Desviación estándar de cada elemento químico para los aceros A0 y A-F entre la composición sólida calculada con el parámetro de ajuste theta promedio y el resultado experimental

Para los aceros A0 y A-F en las Figs. 4.19-4.29, se presentan los resultados de la predicción de la segregación. Cada figura contiene un grupo de gráficas de un solo elemento químico que muestran la predicción de la C_s con diferentes modelos de segregación para distintos aceros (ver figuras desde la 4.19 a la 4.29). La predicción de la C_s se realiza sobre la línea diagonal de la palanquilla que une el nodo origen con el NLE. La evolución de la C_s es descrita con la formulación mixta, los modelos de microsegregación y macrosegregación, y con los datos experimentales. También, como referencia se gráfica la concentración nominal C_0 . Además, la formulación mixta se grafica con una línea continua, la microsegregación con una línea continua marcada con triángulos, la macrosegregación con una línea continua marcada con círculos, la medición experimental con cuadrados flotantes y la concentración nominal con una línea segmentada. En el siguiente orden consecutivo (C , Si , Mn , P , S y Cr) se irán mostrando los resultados de la C_s de cada elemento.

En el proceso de colada continua la evolución de la segregación se va desarrollando desde el contorno hacia el interior, porque es el orden que sigue el proceso de solidificación. De modo general, por razones que ya se han explicado anteriormente en el problema de validación, en la mayoría de los casos la curva obtenida con el modelo de microsegregación, comienza desde un máximo de C_s en el NLE y en las cercanías de este disminuye abruptamente hasta encontrar una semi estabilización que se mantiene hasta el nodo origen. Asimismo, desde el NLE hasta las cercanías del origen la curva obtenida con el modelo de macrosegregación tiene una evolución inversa al gráfico obtenido con el modelo de microsegregación, sin embargo, en el origen cada modelo tiene una evolución particular.

En las figuras 4.19 y 4.20 para todos los aceros se presenta la predicción de la C_s del C para el parámetro de ajuste global $\bar{\theta} = 0.4464$. En general todas las gráficas para el C evolucionan muy cerca de la C_0 .

En la Fig. 4.19.a para el acero A0 la predicción es aceptable entre la posición 22 mm y el NLE. En el centro de la palanquilla la medición experimental coincide con la C_0 y el modelo que más se aproxima es la microsegregación.

En la Fig. 4.19.b para el acero A en una posición mayor que 42 mm, la predicción está alejada del resultado experimental, siendo el modelo de macrosegregación el más cercano. Sin embargo, en una posición menor a 42 mm el modelo mixto evoluciona más próximo al resultado experimental. El error se atribuye a la diferencia que existe entre los parámetros de ajuste ($\theta = 0.3349$) particular de cada acero y de ajuste global ($\bar{\theta} = 0.4464$) ocupado para el cálculo de la predicción.

En la Fig. 4.19.c, una buena aproximación de la C_s del C se observa desde el NLE hasta la intersección entre las curvas de la microsegregación y la macrosegregación. Sin embargo, en el nodo origen la C_s del C obtenida con modelo de microsegregación coincide con la medición experimental.

En la Fig. 4.19.d se observa bastante dispersión en la evolución de los datos experimentales. Inclusive tres puntos están fuera del área encerrada por la predicción de los modelos micro y macrosegregación, siendo la desviación estándar $\sigma_c=7.343E-02$.

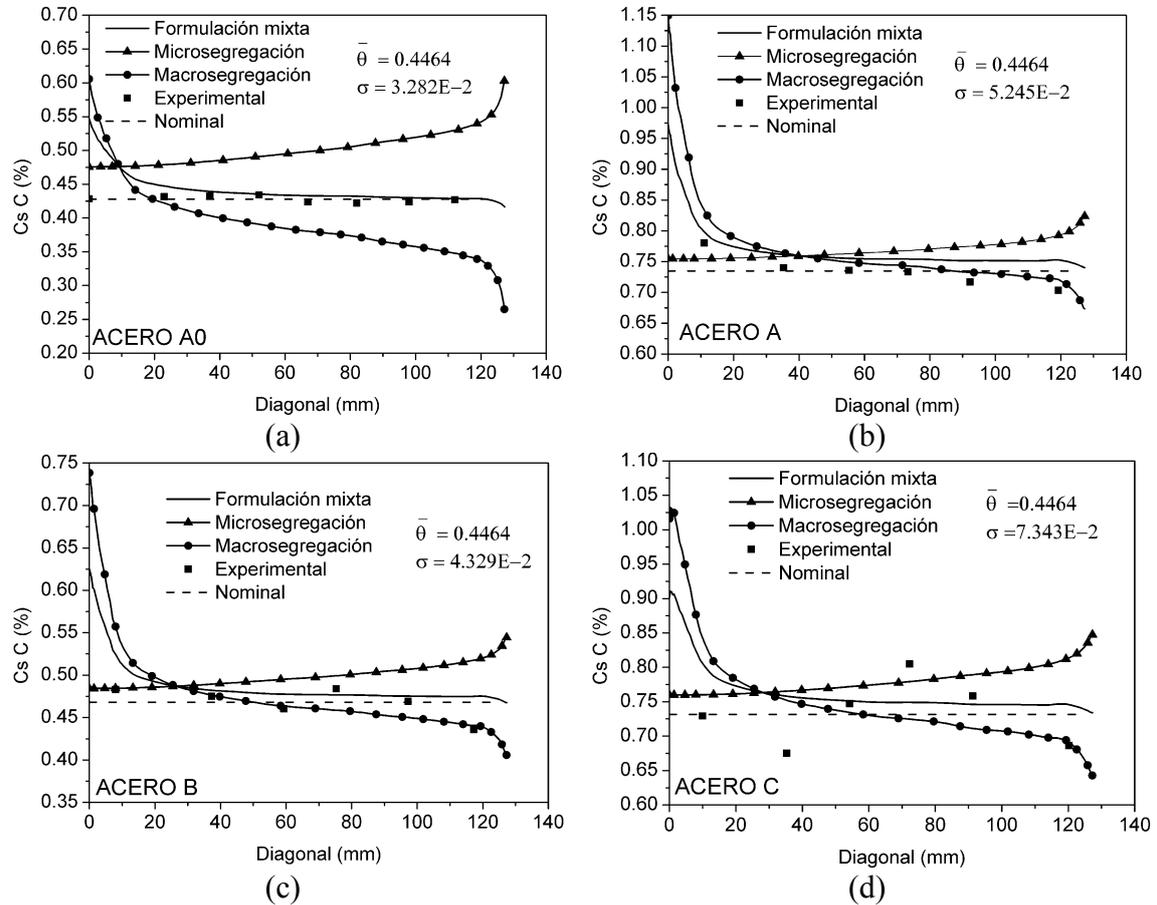


Fig. 4.19.- C_s del C con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero A0 (b) acero A (c) acero B y (d) acero C

En la Fig. 4.20 en las gráficas a, b y c, para los aceros D, E y F la segregación obtenida con la formulación mixta y el modelo de macrosegregación evolucionan de modo similar a las curvas de la Fig. 4.19. Sin embargo, cerca del nodo origen las curvas llegan a un máximo de C_s . Y después, hacia el centro de la palanquilla se observa una ligera disminución de la segregación, esto tiene su justificación en la velocidad de la interfase sólido-líquido. También, para estos aceros se observa que hacia el centro de la palanquilla la medición experimental tiende a ser negativa.

Bajo ciertas condiciones del problema térmico el modelo mixto admite segregación negativa, tal y como se observa para el acero E en las cercanías del NLE (ver Fig. 4.20.b). De otro modo, cuando la velocidad de enfriamiento y el gradiente térmico son bajos, y la velocidad de la interfase es alta, el modelo de macrosegregación y formulación mixta dan como resultado segregación positiva.

Por otro lado, en las Figs. 4.19 y 4.20 se ha aplicado un ajuste polinómico de grado 3, con el fin de proyectar y entender la evolución de los datos experimentales. De este modo, para los aceros A, B, C y E (con alto C excepto el acero E) en el nodo origen los contenidos de C son 0.80, 0.495, 0.77, 0.0753% C , respectivamente. En éstos la segregación es positiva^[25,135] y además, en los aceros A y B la segregación es máxima. Por otro lado, para los aceros D y F, en el centro de la palanquilla los contenidos de C son 0.0755 y 0.529% C , respectivamente, denotando segregación negativa^[46]. Asimismo, para los aceros A0 y A-F, en el NLE la segregación del C es negativa.

De los datos experimentales de la Fig. 4.19, la curva ajustada de la C_s del C para el acero A disminuye desde el origen hacia el NLE. Ésta en $d = 50 \text{ mm}$ cambia de segregación positiva a negativa. Asimismo, para los aceros B y C, la curva ajustada de la C_s del C disminuye hasta la posición $d \approx 30 \text{ mm}$. Para el acero B, en el primer punto de inflexión esta curva coincide con la C_0 . En cambio, para el acero C está por debajo de la C_0 . Después, ambas curvas alcanzan otro punto de inflexión, donde la C_s del C del acero B ($C_s = 0.475\%$) es menor que la C_s del centro y la C_s del acero C ($C_s = 0.785\%$) es un máximo. Finalmente, ambas curvas disminuyen hasta alcanzar en el NLE una C_s mínima por debajo de la C_0 .

Para los aceros A y F, la función polinómica ajusta satisfactoriamente los puntos experimentales de la C_s del C . Para el acero B, en la posición $d = 60 \text{ mm}$, la curva ajustada indica segregación positiva, sin embargo, la C_s experimental denota segregación negativa. Asimismo, Para el acero C, en la posición $d = 10 \text{ mm}$, la medición experimental es igual a la concentración nominal, en cambio, la función polinómica indica segregación positiva. Esto demuestra que la evolución de la segregación no es continua y en algunos casos se producen resultados confusos.

Para los aceros D y F el ajuste polinómico se asemeja a una curva parabólica con una máxima segregación positiva en las posiciones $d \approx 80$ y $d \approx 50$ mm, respectivamente. Esta función cruza en dos puntos la línea de C_0 . En cambio, para el acero E, en las inflexiones de la curva, se tiene máxima segregación positiva y negativa en las posiciones $d \approx 25$ y $d \approx 110$ mm, respectivamente.

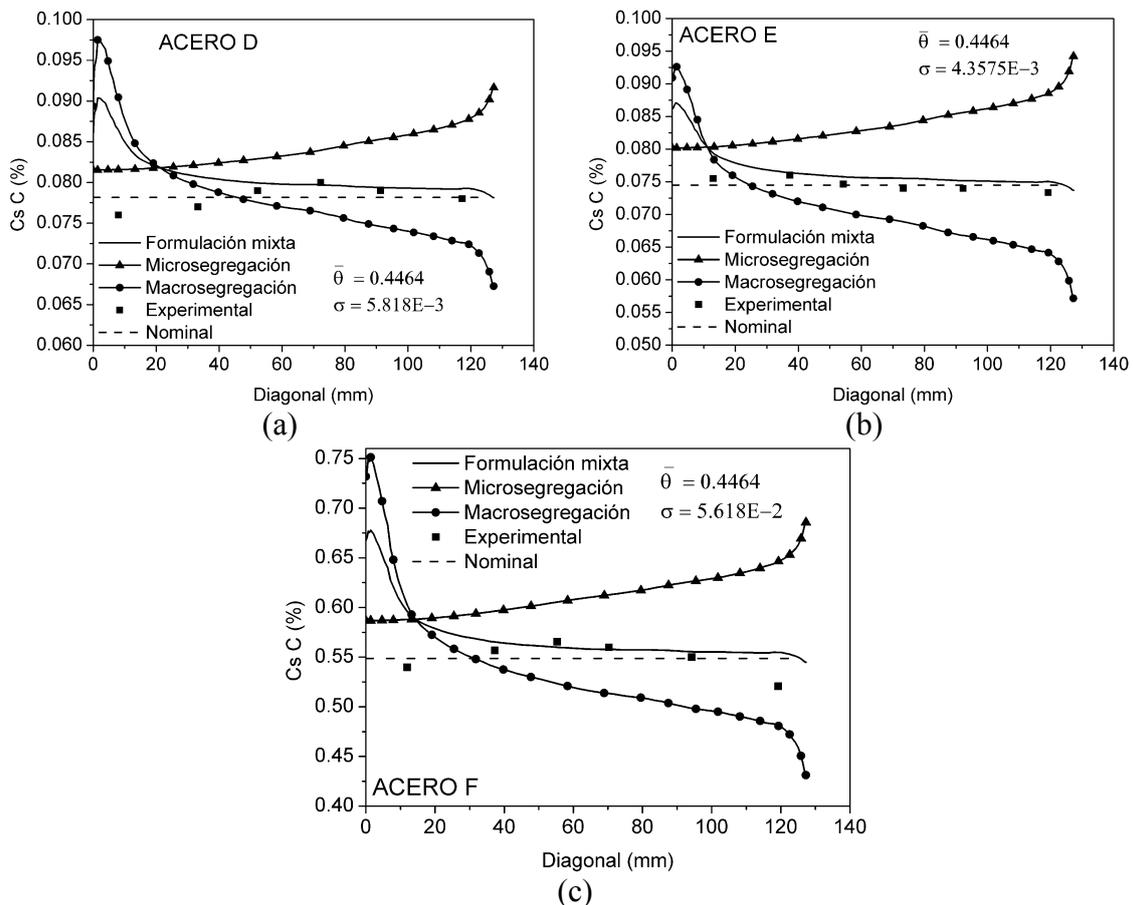


Fig. 4.20.- C_s del C con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero D (b) acero E y (c) acero F

En las figuras 4.21 y 4.22, para los aceros A0 y A-F se observa la predicción de la C_s del Si. Ésta se calcula con el parámetro de ajuste global $\bar{\theta} = 0.4118$.

En la Fig. 4.21.a para el acero A0, la evolución de la C_s del Si obtenida con la formulación mixta, comienza en el NLE con segregación negativa. En una posición igual a 50 mm la curva cruza la C_0 , aquí cambia de segregación negativa a positiva. En el centro de la palanquilla alcanza un valor máximo de 0.287 %Si. Sin embargo, en el

NLE y en el nodo origen los datos experimentales revelan que la segregación es positiva y negativa, respectivamente.

En la Fig. 4.21.b, para el acero A se observa que la curva de la formulación mixta tiene un desfase respecto de la tendencia de los datos experimentales. Debido a la diferencia numérica entre el parámetro de ajuste global ($\bar{\theta} = 0.4118$) y el parámetro de ajuste ($\theta = 0.2941$).

En la Fig. 4.21, en la gráficas c y d se observa que los modelos de segregación presentan similitud en la evolución de la cantidad de Si. A la derecha de la intersección entre las curvas de la micro y la macrosegregación, la predicción se acerca a la medición experimental. Sin embargo, en las cercanías y al lado izquierdo de la intersección no se aprecia lo mismo.

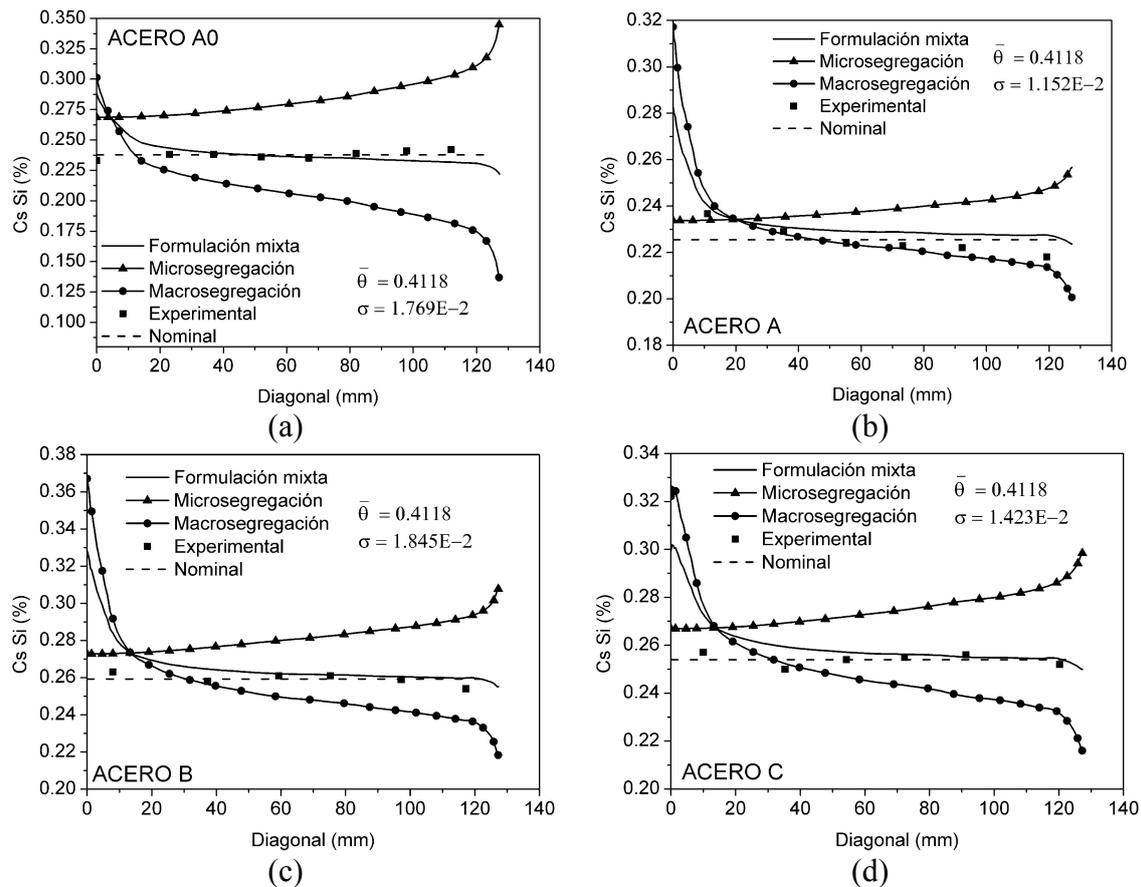


Fig. 4.21.- C_S del Si con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero A0 (b) acero A (c) acero B y (d) acero C

Para los aceros D y E, el contenido de *Si* está en cantidades despreciables. En la Fig. 4.22, en las gráficas a y b la dispersión de los datos experimentales es una dificultad para la predicción numérica. En cambio, en la Fig. 4.22.c, éstos están en buen acuerdo con el modelo predictivo.

Para los datos experimentales de las figuras 4.21 y 4.22 se realiza un ajuste polinómico grado tres. Para los aceros A, B, C, D y F se observa que la C_s del *Si* es máxima en el centro y es mínima en el NLE salvo los aceros D y E. Asimismo, los aceros B y F tienen similar evolución en la cantidad de segregación.

En las figuras 4.21 y 4.22, para los aceros A y F se observa que la C_s del *Si* disminuye continuamente desde el origen hasta el NLE. En la posición $d \approx 50 \text{ mm}$ la segregación cambia de positiva a negativa. Sin embargo, la C_s del acero F en todo el dominio evoluciona muy cerca de la C_0 . También, para el acero C se observa que hasta $d \approx 35 \text{ mm}$ la curva del polinomio disminuye por debajo de la C_0 . Después, la C_s del *Si* aumenta y en la posición $d \approx 63 \text{ mm}$ cambia de segregación negativa a positiva, hasta llegar a un nuevo punto de inflexión en $d \approx 90 \text{ mm}$. Desde esta posición, la C_s del *Si* disminuye hasta alcanzar segregación negativa en el NLE.

La evolución de la segregación del *Si* para el acero D se describe con una “parábola” que tiene una C_s mínima ($C_s \approx 0.013\%$) por debajo de la C_0 . Además, en las posiciones $d \approx 35$ y $d \approx 110 \text{ mm}$ se produce el cambio de segregación positiva a negativa y viceversa, respectivamente.

En el origen de la palanquilla la evolución de la segregación del *Si* para el acero E es negativa ($C_s \approx 0.0149\%$). Luego, en la posición $d \approx 30 \text{ mm}$ está la primera inflexión de la curva por encima de la C_0 . Asimismo, en la posición $d \approx 60 \text{ mm}$ la segregación cambia de positiva a negativa. Así como también, en el punto de inflexión $d \approx 93 \text{ mm}$ ésta es igual que en el origen de la palanquilla. Después, la curva aumenta hasta un valor máximo ($C_s \approx 0.0183\%$) en el NLE.

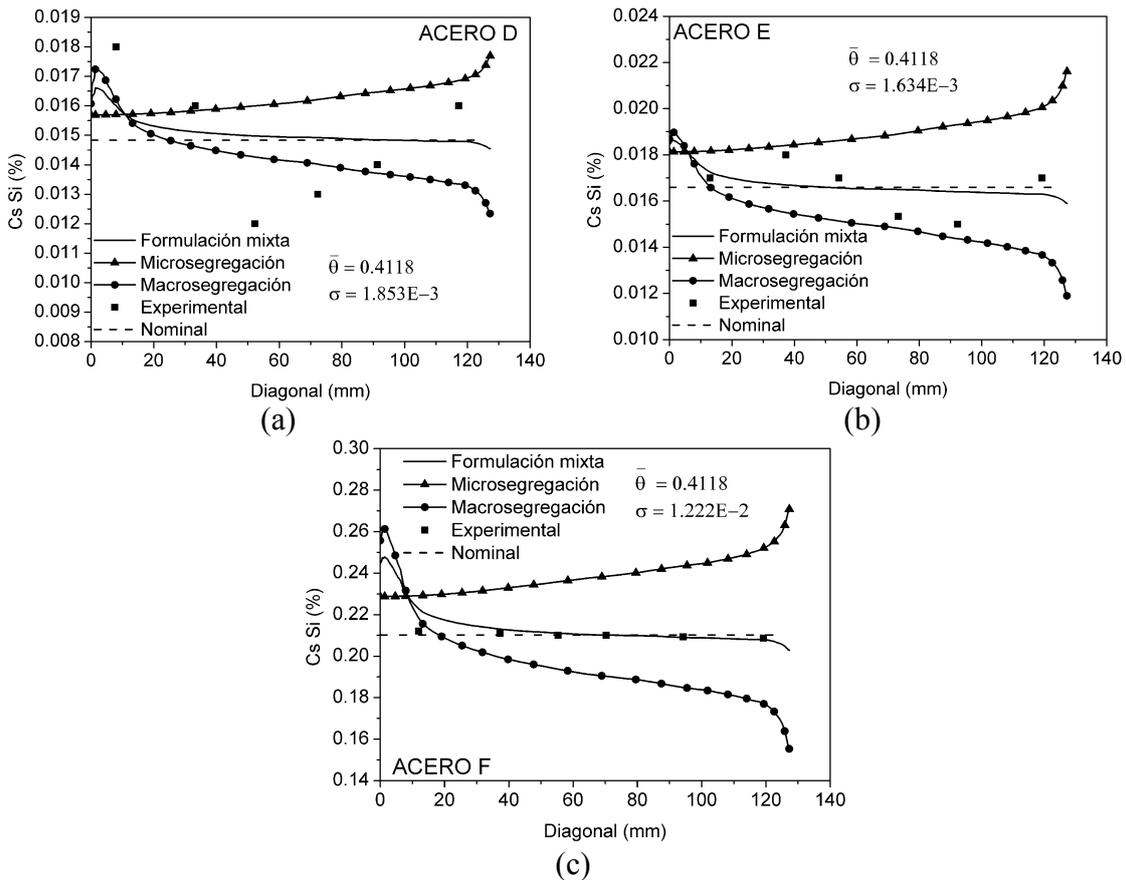


Fig. 4.22.- C_S del Si con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero D (b) acero E y (c) acero F

En la Fig. 4.23, en las gráficas a y c, para los aceros A0 y B, la predicción de la C_S del Mn con la formulación mixta es aceptable, en las posiciones mayores que 20 y 60 mm, respectivamente.

En la Fig. 4.23.b, para el acero A se observa que el modelo de macrosegregación de la C_S del Mn es el más cercano a los datos experimentales, entre las posiciones $d \approx 20$ y $d \approx 90$ mm.

En la Fig. 4.23, en las gráficas c y d, para los aceros B y C, en una posición menor que 60 mm, la formulación mixta se incrementa hasta alcanzar en el centro de la palanquilla una C_S de 0.765 y 0.61% Mn , respectivamente. En la Fig. 4.23.c los datos experimentales evolucionan muy cerca de la C_0 y en la Fig. 4.23.d se observa que éstos disminuyen hasta alcanzar segregación negativa en las cercanías del origen.

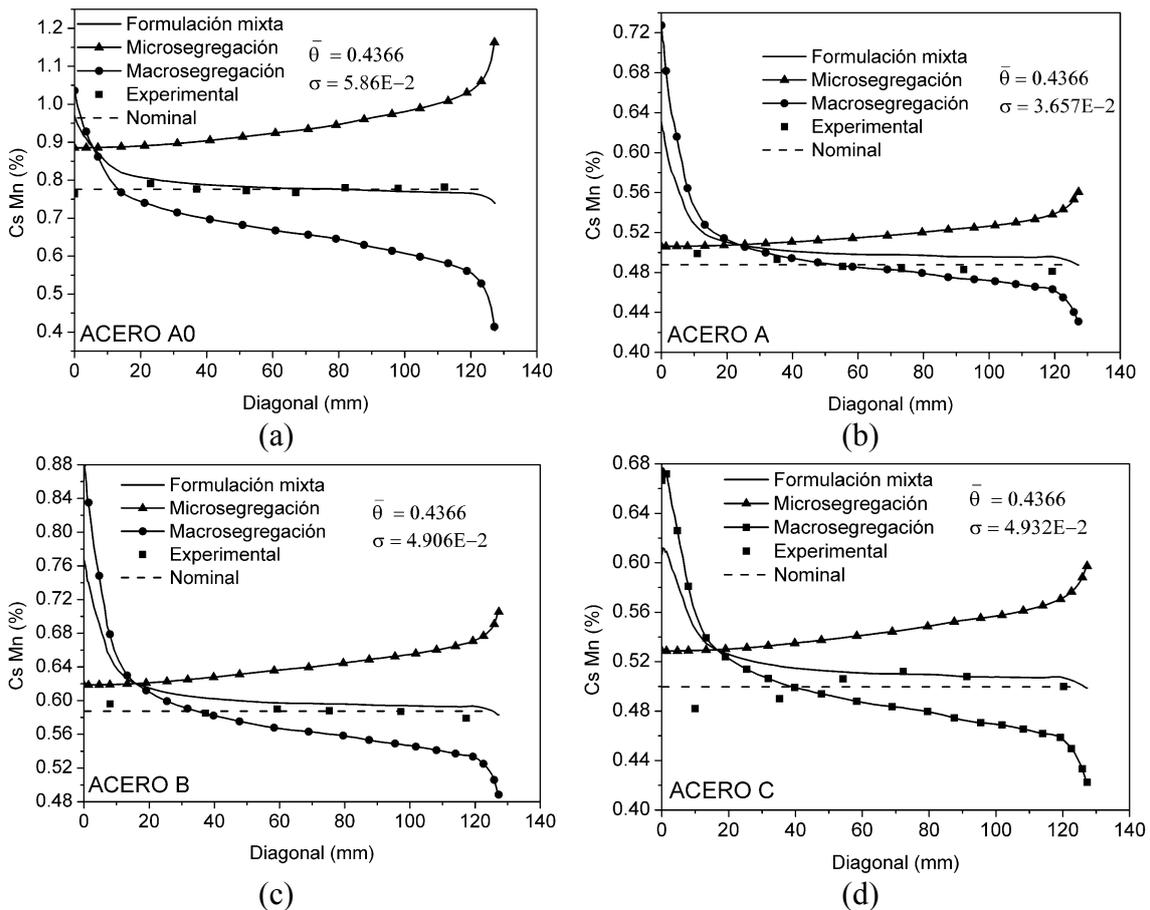


Fig. 4.23.- C_S del Mn con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero A0 (b) acero A (c) acero B y (d) acero C

En la Fig. 4.24, en las gráficas a y b, la segregación experimental de la C_S del Mn es positiva en el NLE y hacia el centro de la palanquilla es negativa. Sin embargo, la tendencia de la formulación mixta es inversa. En la C_S del Mn se observa similitud entre las figuras 4.24.b y 4.24.c, y 4.23.a y 4.24.c, en el modelo de la formulación mixta y en la evolución experimental, respectivamente.

Por otro lado, en las figuras 4.23 y 4.24 se aplica una función polinómica a los datos experimentales de la C_S del Mn. Para los aceros A y B en el nodo origen se tiene segregación positiva^[128]. Para el acero A, desde el nodo origen la curva desciende continuamente y en la posición $d \approx 55 \text{ mm}$ cambia de segregación positiva a negativa, hasta llegar a una C_S estable ($C_S \approx 0.4825\%$). Asimismo, para el acero B la C_S del Mn decrece hasta la posición $d \approx 30 \text{ mm}$ donde la $C_S = C_0$, desde esta posición la C_S

permanece constante hasta $d \approx 100 \text{ mm}$, donde nuevamente desciende hasta que la $C_S \approx 0.57\%$ y queda por debajo de la C_0 .

En la función polinómica de los aceros C-F, se observa en el nodo origen que la C_S del Mn es menor que la C_0 y sólo es mínima para los aceros C y E. Para el acero C, la función polinómica se incrementa desde el centro de la palanquilla. En la posición $d \approx 45 \text{ mm}$ ésta cambia a segregación positiva. En la posición $d \approx 85 \text{ mm}$ la C_S del Mn es máxima ($C_S \approx 0.5125\%$). Y en las cercanías del NLE la segregación es negativa. Por otro lado, para el acero E desde el centro de la palanquilla la C_S del Mn está en continuo crecimiento. En la posición $d \approx 45 \text{ mm}$ la C_S del Mn cambia a segregación positiva. Y por último, en el NLE la $C_S \approx 1.25\%$.

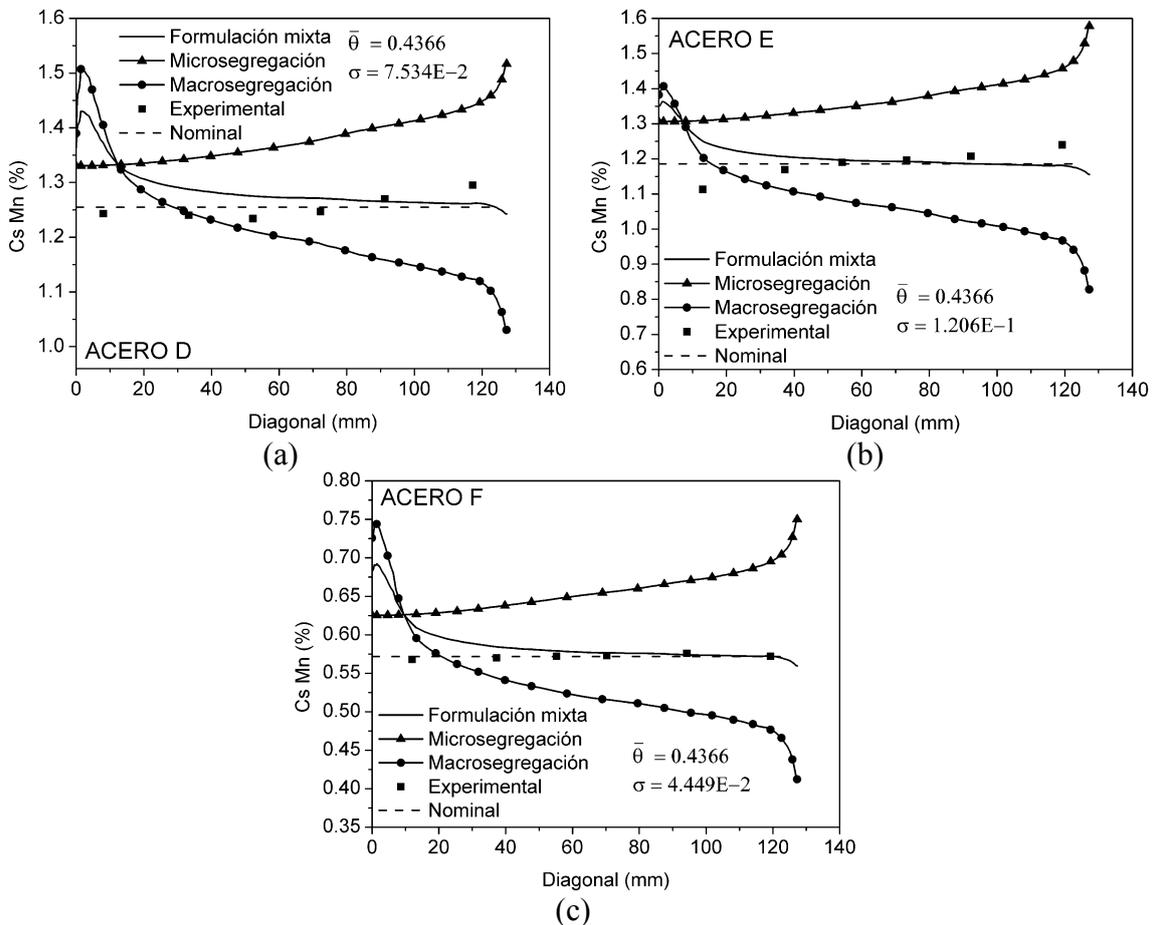


Fig. 4.24.- C_S del Mn con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero D (b) acero E y (c) acero F

De otro modo, para el acero D la C_S del Mn es mínima en la posición $d \approx 35 \text{ mm}$, desde aquí la curva de la función polinómica crece continuamente. En la posición $d \approx 75 \text{ mm}$, la C_S del Mn cambia a segregación positiva y en el NLE ésta alcanza un valor máximo de $C_S \approx 1.31\%$. Por último, en el acero F la C_S del Mn evoluciona sobre toda la diagonal de la palanquilla muy cerca de C_0 .

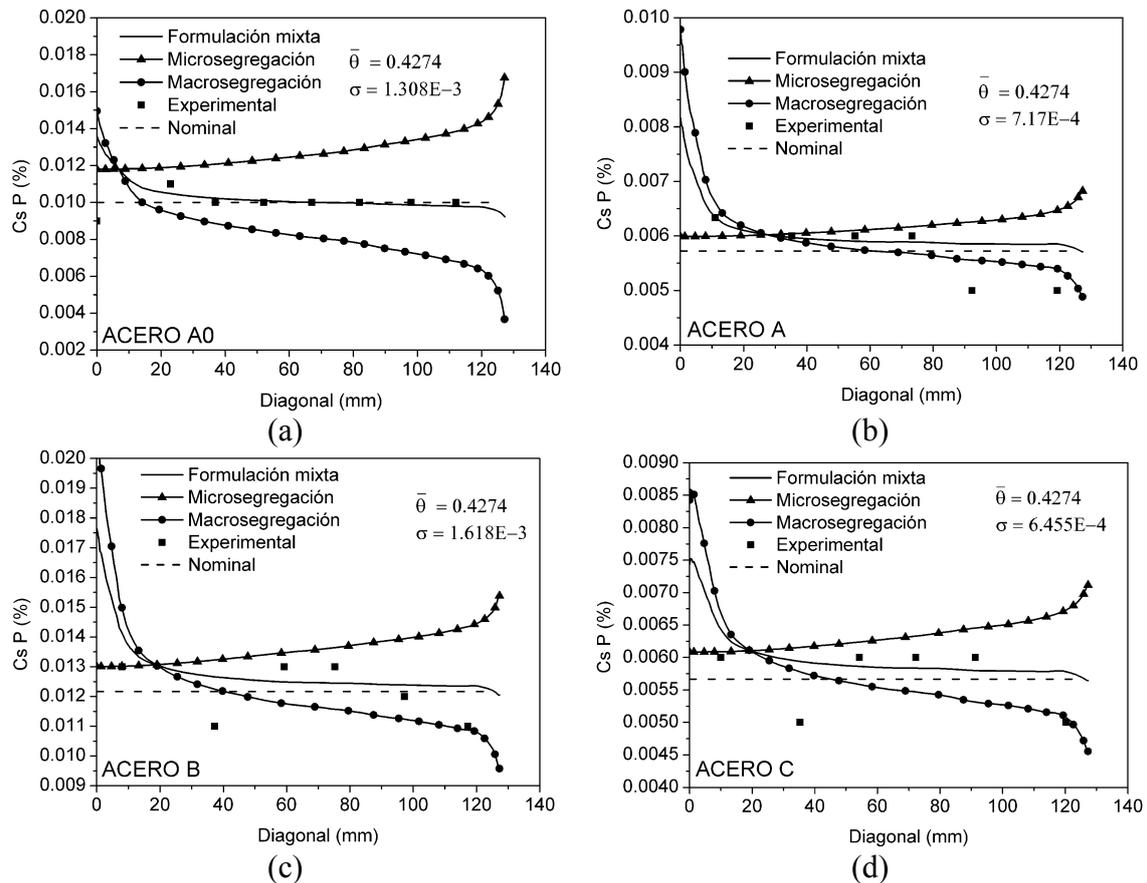


Fig. 4.25.- C_S del P con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero A0 (b) acero A (c) acero B y (d) acero C

En las figuras 4.25 y 4.26 se simula la evolución del contenido de P . En la formulación mixta predomina la macrosegregación. El parámetro de ajuste global es $\bar{\theta} = 0.4274$.

En la Fig. 4.25.a para el acero A0, la predicción de la segregación del P está en acuerdo con los resultados experimentales. En la Fig. 4.25.b, entre el centro de la palanquilla y una posición de 80 mm , la predicción del P sigue la tendencia de los datos experimentales. En la Fig. 4.25, en las gráficas c y d, para los aceros B y C, el contenido de P se diferencia en un orden de magnitud. Además, en ambos aceros los datos

experimentales presentan bastante dispersión en el centro y en el borde de la palanquilla. Situación que dificulta la predicción de la segregación con los modelos utilizados en esta Tesis.

En la Fig. 4.26.a para el acero D, la dispersión de los datos experimentales de la C_S del P no permite realizar una buena predicción con la formulación mixta. En la Fig. 4.26.b la predicción de la C_S del P con la formulación mixta es aceptable, para posiciones mayores que 40 mm. En la Fig. 4.26.c la predicción de la C_S del P está en buen acuerdo con los resultados experimentales. Se observa que en el centro y en el borde de la palanquilla la segregación es positiva y negativa, respectivamente.

En las figuras 4.25 y 4.26, la tendencia de los datos experimentales del P se estudia con una función polinómica de grado tres. Para los aceros A, B, C y F, se observa que en el centro de la palanquilla la segregación es positiva. Para el acero A, desde el nodo origen la C_S del P se incrementa. En la posición $d \approx 18$ mm la segregación del P es máxima y positiva ($C_S \approx 0.00625\%$). Después, la C_S del P comienza a decrecer hasta que en el NLE la C_S del P es máxima y negativa ($C_S \approx 0.0048\%$). Para los aceros B, C y F desde el nodo origen de la palanquilla, las curvas de la C_S del P descienden hasta llegar a un punto de inflexión por debajo de la C_0 . Por un lado, para los aceros B y C la C_S del P aumenta hasta llegar a otro punto de inflexión sobre la C_0 . Entonces, ambas curvas de la C_S del P descienden hasta llegar a un punto de inflexión bajo la C_0 . Por otro lado, para el acero F la C_S del P evoluciona muy cerca de la C_0 , hasta que en una posición $d \approx 90$ mm la C_S del P decrece hasta llegar a un máximo de segregación negativa.

En el ajuste polinómico de los aceros D y E, la segregación es negativa en el centro de la palanquilla, $C_S \approx 0.042\%$ y $C_S \approx 0.047\%$, respectivamente. En la posición $d \approx 70$ mm la C_S del P es máxima positiva, $C_S \approx 0.056\%$ y $C_S \approx 0.054\%$, respectivamente. Y por último, en el NLE ambas curvas decrecen por debajo de la C_0 .

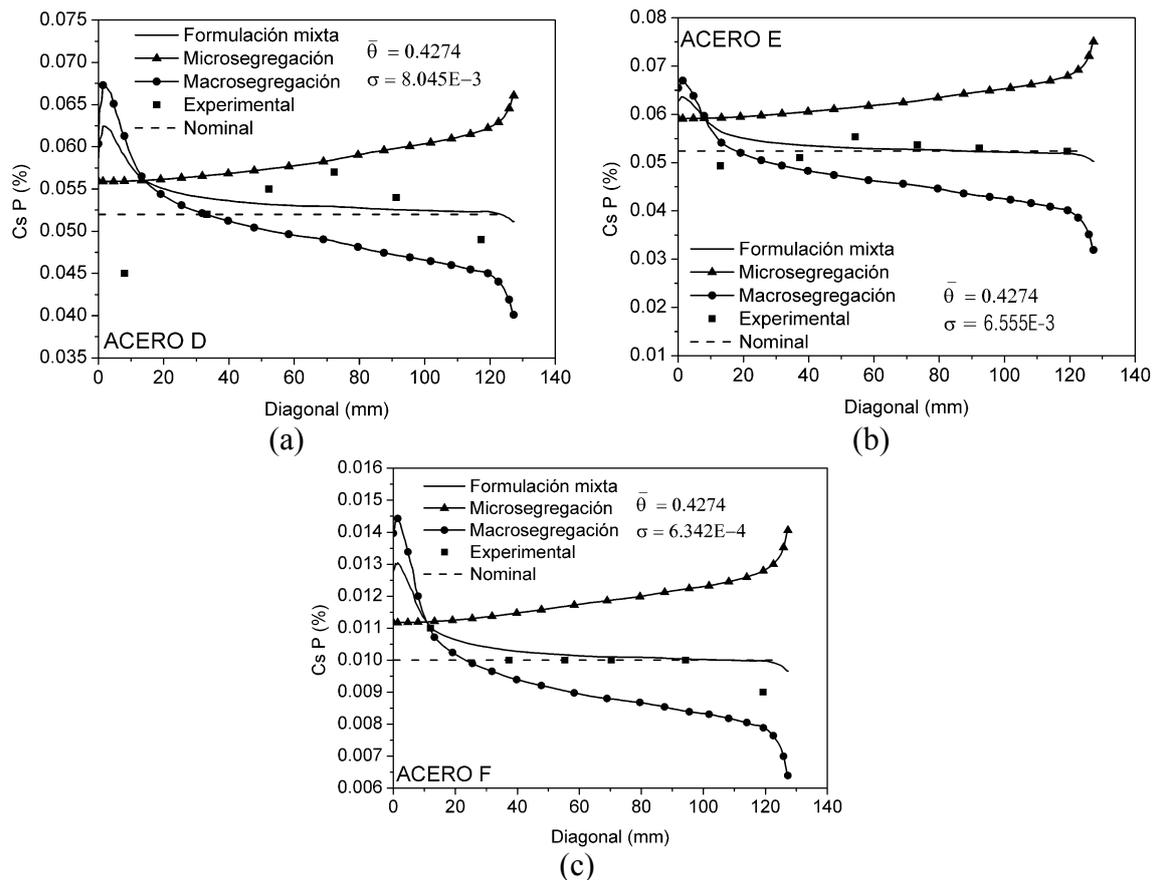


Fig. 4.26.- C_S del P con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero D (b) acero E y (c) acero F

En las figuras 4.27 y 4.28 se realiza la predicción de la C_S del S . En la Fig. 4.27.a se observa que la C_S del S comienza con segregación negativa en el NLE, la C_S del S aumenta hasta una posición de 12 mm. Abruptamente la C_S del S se incrementa hasta alcanzar en el centro de la palanquilla una $C_S = 0.055$.

En la Fig. 4.27, en las gráficas b y c, entre las posiciones 35 y 75, y 0 y 40 mm, respectivamente. La predicción de la C_S del S está lejos de los puntos experimentales, ya que éstos indican segregación negativa. También, en las Fig. 4.27.d, para el acero C varios puntos experimentales están debajo de las curvas de los modelos de segregación y también, de la C_0 . Por esta razón, el modelo que predomina es la macrosegregación, siendo el caso más extremo ($\theta = 0.1737$, ver Tabla 4.15).

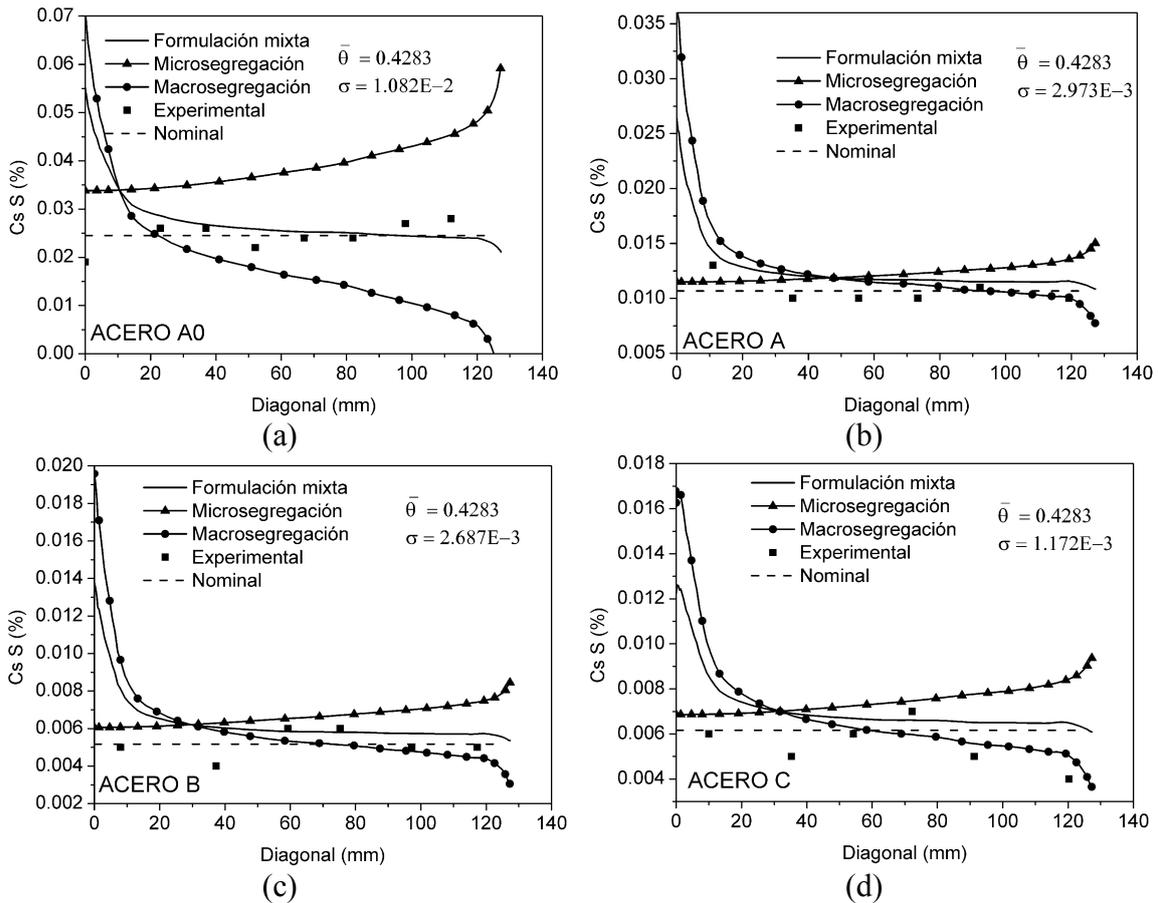


Fig. 4.27.- C_S del S con el factor de ajuste global θ en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero A0 (b) acero A (c) acero B y (d) acero C

En la Fig. 4.28 para los aceros D, E y F, en lado derecho de la intersección de las curvas obtenidas con los modelos de microsegregación y macrosegregación, se observa para la C_S del S una buena predicción de la formulación mixta. Sin embargo, hacia el centro de la palanquilla el resultado experimental se encuentra desfasado respecto de la formulación mixta. Para la C_S del S los parámetros de ajuste obtenidos para los aceros D y F son $\theta = 0.5233$ y $\theta = 0.5132$, respectivamente. Siendo éstos muy cercanos al promedio aritmético entre los modelos de microsegregación y macrosegregación. De todos modos, como se trata de una predicción se ha utilizado el parámetro de ajuste global $\bar{\theta} = 0.4283$.

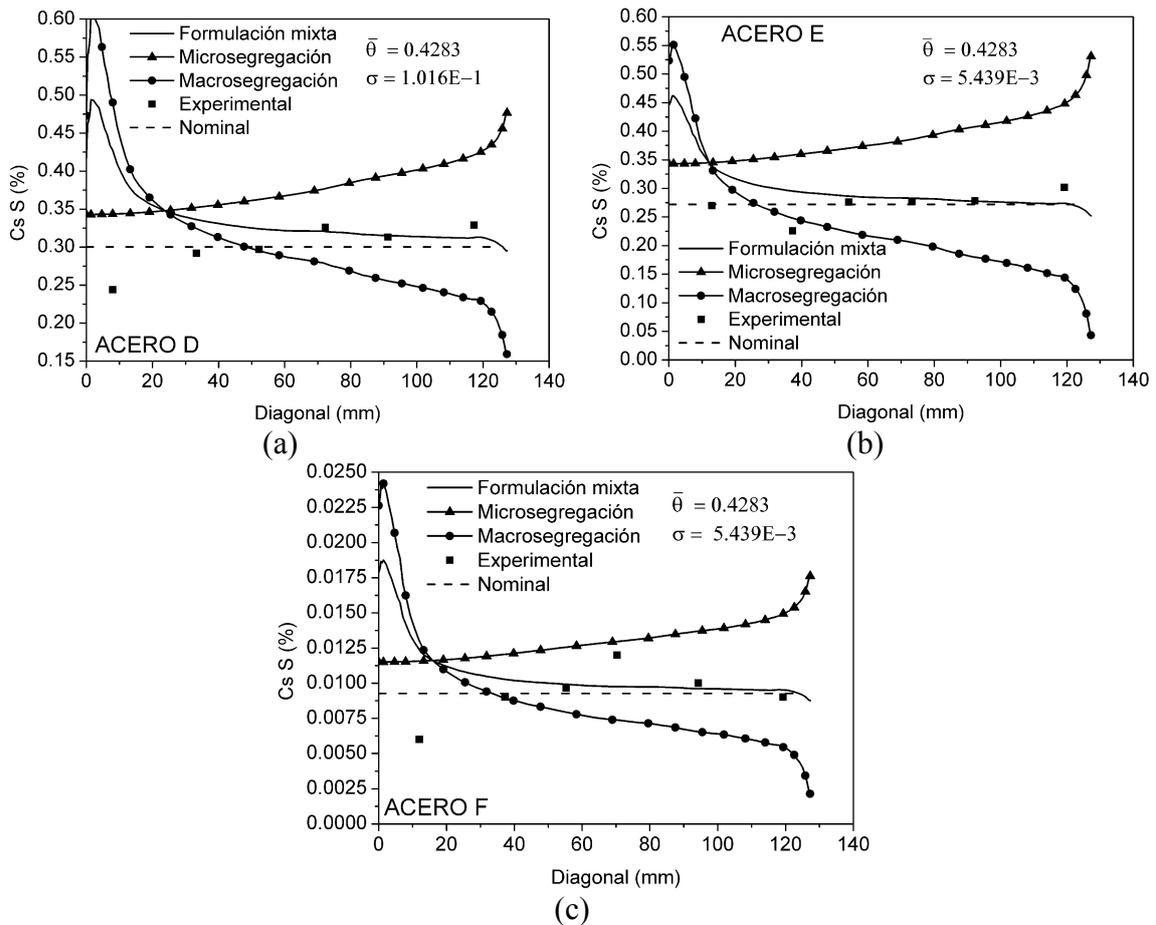


Fig. 4.28.- C_S del S con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero D (b) acero E y (c) acero F

En las figuras 4.27 y 4.28, para los aceros A y C en el nodo origen se observa que la segregación del S obtenida con un polinomio grado 3 es máxima y positiva. En cambio, para los aceros B y E la segregación sólo es positiva. Asimismo, para los aceros A, B, C y E, desde el centro de la palanquilla hacia el NLE en la primera inflexión de la curva, se observa que la C_S del S está por debajo de la C_0 . Después, la C_S del S aumenta hasta llegar a otra inflexión sobre la C_0 , donde ésta es máxima para los aceros B y E, y para los aceros A y C es similar a la C_0 . Desde esta posición, para los aceros A-F con excepción del acero E, la C_S del S disminuye hasta alcanzar en el NLE máxima segregación negativa. Para los aceros A0, D y F, en el nodo origen la C_S del S tiene máxima segregación negativa, $C_S \approx 0.019\%$, $C_S \approx 0.225\%$ y $C_S \approx 0.004\%$, respectivamente. Después, en la posición $d \approx 40 \text{ mm}$ la C_S del S cambia de segregación negativa a positiva. Luego, para los aceros A0 y D en el NLE se observa que la

segregación es máxima y positiva. Sin embargo, para el acero F la C_S del S desde el punto de inflexión máximo ($d \approx 75 \text{ mm}$) desciende hasta que la C_S es menor que la C_0 .

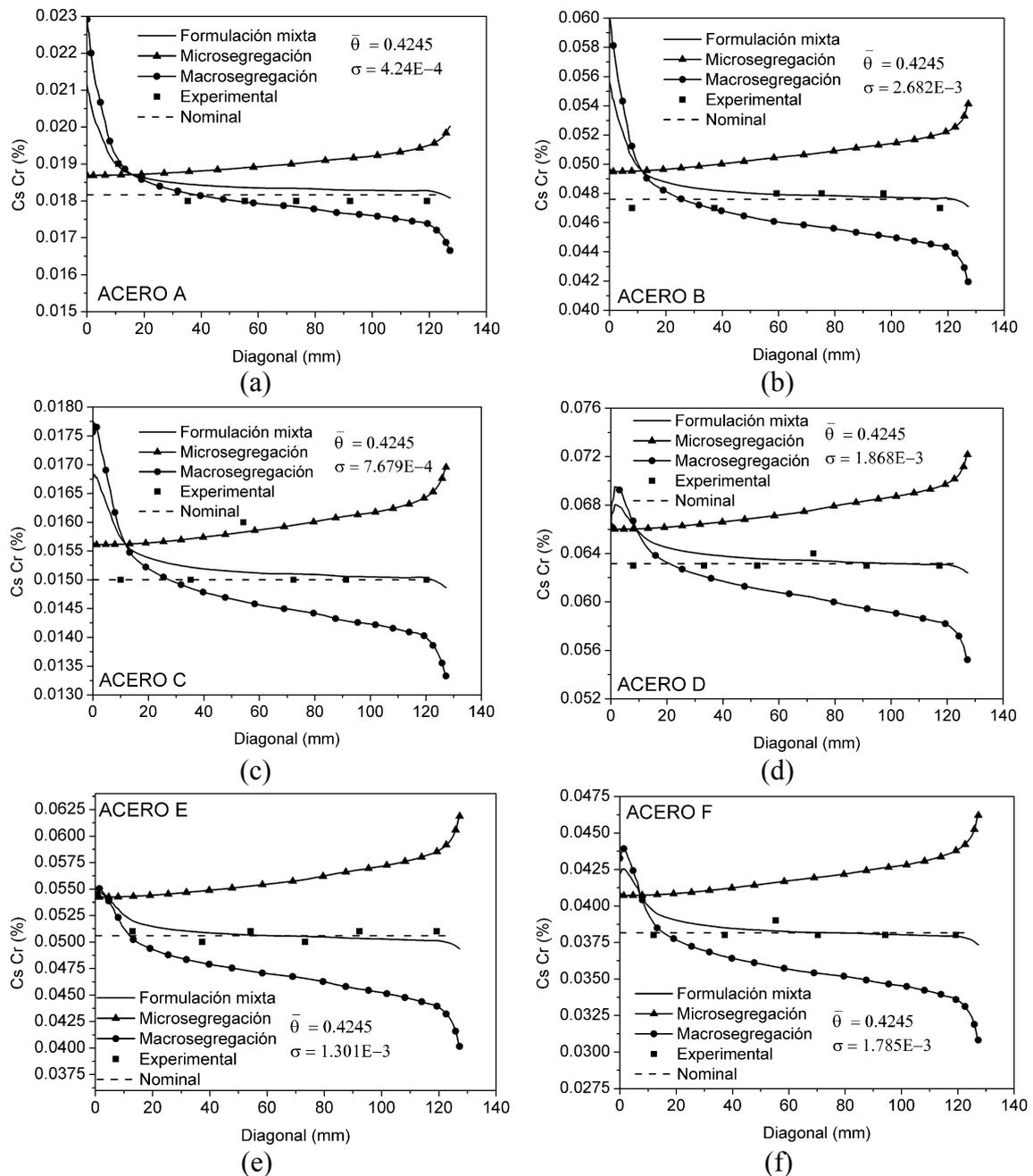


Fig. 4.29.- C_S del Cr con el factor de ajuste global theta en la diagonal de la palanquilla obtenida con la formulación mixta, la macrosegregación, la microsegregación y los datos experimentales. (a) Acero A0 (b) acero A (c) acero B y (d) acero C

En la Fig. 4.29, para los aceros A-F se muestra la predicción de la segregación de la C_S del Cr. En general para todos los aceros se observa una buena aproximación de la evolución de la C_S del Cr. La formulación mixta para el acero A sigue la tendencia de

los datos experimentales, pero con un mínimo desfase, el cual se atribuye al $\bar{\theta}$ predictivo.

En la Fig. 4.29.c, para el acero C el parámetro de ajuste del Cr es $\theta = 0.5353$, lo que indica que el modelo de microsegregación tiene más peso que la macrosegregación en la formulación mixta.

Siguiendo la metodología aplicada a los otros elementos químicos, con los datos experimentales se ha calculado con un polinomio grado 3 la evolución de la C_s del Cr . En el centro de la palanquilla se observa que la C_s del Cr obtenida con la función polinómica es máxima y positiva ($C_s \approx 0.197\%$). Desde el centro hasta $d = 35 \text{ mm}$, la C_s del Cr disminuye. Después, hasta el NLE la C_s del Cr evoluciona estable y cercana a C_0 . Para el acero B, en el centro de la palanquilla la segregación es negativa y en una posición $d \approx 85 \text{ mm}$ ésta es máxima. Luego, la curva decrece hasta el NLE donde la segregación es máxima y negativa. De otro modo, para los aceros C-F se observa que la evolución experimental es estable y que sólo un punto experimental difiere de la media, con excepción del acero E.

4.6. CONCLUSIONES

En el proceso de colada continua después del proceso de solidificación la segregación se debe al transporte de soluto por convección y difusión, es decir, macrosegregación y microsegregación. Asimismo, por balance de masa en el material deben existir zonas ricas y pobres de soluto, de otro modo, segregación positiva y negativa, respectivamente. Por lo tanto, para simular la segregación en el proceso de colada continua es necesario un modelo matemático que considere los efectos de la macrosegregación y la microsegregación, así como también, que admita segregación positiva y negativa.

Por un lado, los modelos matemáticos de microsegregación revisados en bibliografía, describen que al final de la solidificación siempre la difusión de soluto al menos se completa, ya que diversos autores han demostrado experimentalmente que es físicamente imposible admitir microsegregación negativa. Por otro lado, un modelo propuesto en bibliografía para describir la macrosegregación denominado redistribución local de soluto admite ambas segregaciones (negativa y positiva).

Teniendo presente que los resultados de la transferencia de calor y de los espaciados dendríticos se terminan de ajustar con resultados de la bibliografía y experimentales, hay que admitir que existe un error por no considerar en la simulación del proceso de colada continua las asimetrías de las condiciones de borde, efectos de la gravedad, el campo de velocidades, la agitación electromagnética y los fenómenos mecánicos, por lo que se propone en la formulación mixta un parámetro de ajuste.

Se ha propuesto una metodología original para el cálculo de la segregación denominada formulación mixta que considera los modelos de la microsegregación y la macrosegregación. Un parámetro de ajuste θ que varía desde 0 a 1 es implementado en una formulación mixta para corregir los modelos de microsegregación y macrosegregación, que juntos calculan la evolución de la segregación.

En una palanquilla de acero A se ha medido la composición química con ensayos de espectrometría. Sobre la diagonal de la palanquilla, se ha calculado la función de ajuste

$\theta(x, y)$. Cuando $\theta = 0$ los enfriamientos son más severos, y el fenómeno que predomina es la macrosegregación y cuando $\theta = 1$ los enfriamientos son más lentos y el fenómeno que predomina es la microsegregación.

El parámetro $\theta(x, y)$ ajusta bien la formulación mixta, cuando las mediciones experimentales se encuentran dentro del área encerrada por los modelos de microsegregación y macrosegregación. Sin embargo, para todos los datos experimentales que están fuera de esta área, un buen ajuste de $\theta(x, y)$ se encontraría para valores fuera del rango 0-1. Con lo cual, el sentido físico de los modelos de microsegregación y macrosegregación se perdería.

El modelo mixto debe calcular de modo predictivo la segregación. Por esta razón, para el acero A se ha obtenido la evolución de la concentración sólida con el promedio de $\theta(x, y)$ y la predicción de la segregación se ha realizado con un θ global.

La formulación mixta bajo ciertas condiciones da resultados aceptables. Cuando la evolución experimental de la segregación es positiva en el origen, levemente negativa en el NLE y cercana a la composición nominal en las zonas intermedias entre el origen y el NLE de la palanquilla.

Se ha desarrollado un estudio numérico-experimental en siete palanquillas de acero industrial, donde se simula la evolución de la segregación en la diagonal de un corte transversal. Para los aceros A0, A-F se ha observado que el θ promedio para los elementos químicos C , Si , Mn , P , S y Cr , en la mayoría de los casos se encuentra entre 0.4 y 0.5. Fuera de este rango para el acero C dos casos extremos son observados, $\theta_C = 0.5653$ y $\theta_S = 0.1737$. Por esta razón, para los aceros en estudio la predicción de la segregación ha sido calculada con un θ promedio global obtenido a partir de los θ promedios individuales de cada componente químico.

En la mayoría de los aceros, en la medición experimental del C y el P se observó segregación negativa en el borde de la palanquilla. Y en la medición experimental de los elementos químicos C , Si , P y S se observó que predomina la segregación positiva cerca del origen.

Para los aceros A, B y E se observó que la evolución del cociente C/C_0 tiene relación con la evolución de los espaciados dendríticos λ_1 y λ_2 . Sin embargo, en los aceros C, D y E se observó que la segregación es positiva en una zona intermedia de la diagonal.

CAPÍTULO 5. LÍNEAS FUTURAS

Con las herramientas computacionales que se han elaborado en esta Tesis, en la simulación de la transferencia de calor se podría incorporar el efecto del campo de velocidades agregando un término convectivo en la ecuación de balance de energía. Entonces, con la simulación de la mecánica de fluidos se podría calcular el campo de velocidades, el que sería un dato de entrada para la ecuación de convección-difusión.

En la simulación de la transferencia de calor en palanquillas de acero se asumió condiciones de borde simétricas. Una predicción más real de los espaciados dendríticos y de la segregación se podría abordar incorporando el efecto de las condiciones de borde asimétricas. Dependiendo el tipo de asimetría, la discretización podría extenderse a un medio de la palanquilla e inclusive a todo el dominio de ella, implicando más tiempo de cálculo. Asimismo, en procesos donde exista configuración dendrítica el programa se podría acomodar a otras geometrías y materiales.

En la fabricación de varias palanquillas, el estudio de la caracterización se podría centrar en la variación del porcentaje de un sólo componente químico de la aleación, manteniendo constantes los parámetros de operación. De este modo, se podría observar de manera experimental el efecto de la variación de un elemento químico en el campo de temperaturas, en la distribución de los espaciados dendríticos primarios y secundarios, y en la cantidad de segregación. Entonces, para cada familia de palanquillas se podría calibrar de un modo más acotado las constantes de los modelos de los espaciados dendríticos primarios y secundarios, y el parámetro de ajuste para la segregación.

En el proceso de colada continua, se podría experimentar otros modelos de la bibliografía y también, simultáneamente más de una condición de borde en cada frontera del material.

Bibliografía

- [1] J. Calvo, Tesis Doctoral: Efecto de los Elementos Residuales e Impurezas en la Ductilidad y Mecanismos de Fragilización en Caliente de un Acero de Construcción 0.23C 0.9Mn-0.13Si, Barcelona: UPC, 2006.
- [2] E. Mizikar, Mathematical Heat Transfer Model for Solidification of Continuously Cast Steel Slabs, vol. 239, Trans. TMS-AIME, 1967, pp. 1747-1753.
- [3] J. Brimacombe, Design of Continuous Casting Machines Based on a Heat Flow Analysis: State of the Art Review, vol. 15(2), Canadian Metallurgical Quarterly, 1976, pp. 163-175.
- [4] J. Cabrera, V. Carreño, R. Morales y F. Chavez, Macro-Micro Modeling of the Dendritic Microstructure of Steel Billets Processed by Continuous Casting, vol. 38(8), ISIJ International, 1998, pp. 812-821.
- [5] M. Janik y H. Dyja, Modelling of Three-Dimensional Temperature Field Inside the Mould during Continuous Casting of Steel, vol. 157, Journal of Materials Processing Technology, 2004, pp. 177-182.
- [6] H. Carslaw y J. Jaeger, Conduction of Heat in Solids, Second Edition ed., Oxford University Press, 1959.
- [7] C. Cicutti, Transferencia de Calor en la Colada Continua de Aceros, vol. 33(5), Revista de Metalurgia, 1997, pp. 333-344.
- [8] M. Alizadeh, A. Jahromi y O. Abouali., A New Semi-analytical Model for Prediction of the Strand Surface Temperature in the Continuous Casting of Steel in the Mold Region, vol. 48(2), ISIJ International, 2008, pp. 161-169.
- [9] J. Brimacombe, P. Agarwal, S. Hibbins, B. Prabhakar y L. Baptista, Spray Cooling in the Continuous Casting of Steel, Proceedings - National Open Hearth and Basic Oxygen Steel Conference, 1980, pp. 235-252.
- [10] N. Cheung y A. García, The Use of a Heuristic Search Technique for the Optimization of Quality of Steel Billets Produced by Continuous Casting, vol. 14(2), Engineering Applications of Artificial Intelligence, 2001, pp. 229-238.
- [11] C. Cicutti, P. Bilmes y R. Boeri, Estimation of Primary Dendrite Arm Spacings in Continuous Casting Products, vol. 37(5), Scripta Materialia, 1997, pp. 599-604.
- [12] D. Ma y P. Sahm, Primary Spacing in Directional Solidification, vol. 29(A),

- Metallurgical and Materials Transactions, 1998, pp. 1113-1119.
- [13] N. Maraşlı, K. Keşlioğlu, B. Arslan, H. Kaya y E. Ç. Materials, Effects of Growth Rate and Temperature Gradient on the Microstructure Parameters in the Directionally Solidified Succinonitrile–7.5 wt.% Carbon Tetrabromide Alloy, vol. 202(1), Journal of Materials Processing Technology, 2008, pp. 145-155.
- [14] R. Pierer y C. Bernhard, On the Influence of Carbon on Secondary Dendrite Arm Spacing in Steel, Journal of Materials Science, 2008, pp. 6938-6943(43).
- [15] O. Volkova, H. Heller y D. Janke, Microstructure and Cleanliness of Rapidly Solidified Steels, vol. 43(11), ISIJ international, 2003, p. 1724.
- [16] M. Rappaz, Modelling of Microstructure Formation in Solidification Processes, vol. 34(3), International Materials Reviews, 1989, pp. 93-123.
- [17] T. Battle, Mathematical Modelling of Solute Segregation in Solidifying Materials, vol. 37(6), International Materials Reviews, 1992, pp. 249-269.
- [18] C. Muojekwu y I. y. B. J. Samarasekera, Heat Transfer and Microstructure during the Early Stages of Metal Solidification, vol. 26(B), Metallurgical and Materials Transactions B, 1995, pp. 361-381.
- [19] D. Bouchard y J. Kirkaldy, Prediction of Dendrite Arm Spacings in Unsteady- and Steady-State Heat Flow of Unidirectionally Solidified Binary Alloys, vol. 28(B), Metallurgical and Materials Transactions B, 1997, p. 651–663.
- [20] W. Osório, C. Santos, J. Quaresma y A. Garcia, Mechanical Properties as a Function of Thermal Parameters and Microstructure of Zn-Al Castings, vol. 143, Journal of Materials Processing Technology, 2003, pp. 703-709.
- [21] V. Karlinski de Barcellos, V. Lopes da Silva, H. Kyönen, C. Alexandre dos Santos, J. Alvares Spim, S. Louhenkilpi y J. Miettinen, Modelling of Heat Transfer, Dendrite Microstructure and Grain Size in Continuous Casting of Steels, Steel Research international, 2010, pp. 461-471.
- [22] J. Hunt, Cellular and Primary Dendrite Spacings, Proceedings of the International Conference on Solidification and Casting of Metals, 1979, pp. 3-9.
- [23] W. Kurz y D. Fisher, Dendrite Growth at the Limit of Stability: Tip Radius and Spacing, vol. 29, Acta Metallurgica, 1981, pp. 11-20.
- [24] U. Feurer, R. Wunderlin, c. Kurz y D. Fisher, Fundamentals of Solidification,

Trans Tech Publications Ltd, 1986, pp. 214–216, Appendix 8.

- [25] J. Moore, Review of Axial Segregation in Continuously Cast Steel. The Application of Electromagnetic Stirring (EMS) in the Continuous Casting of Steel, ISS-AIME, 1984, pp. 11-20.
- [26] G. Gulliver, The Quantitative Effect of Rapid Cooling Upon the Constitution of Binary Alloys, vol. 9(1), The Journal of the Institute of Metals, 1913, pp. 120-157.
- [27] E. Scheil, Bemerkungen zur Schichtkristallbildung, vol. 34, Zeitschrift für Metallkunde, 1942, pp. 70-72.
- [28] H. Brody y M. Flemings, Solute Redistribution in Dendritic Solidification, vol. 236, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1966, pp. 615-623.
- [29] T. Clyne y W. Kurz, Solute Redistribution During Solidification With Rapid Solid-State Diffusion, vol. 12(A), Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, 1981, pp. 965-971.
- [30] J. Wanqi, Further Discussions on the Solute Redistribution during Dendritic Solidification of Binary Alloys, vol. 25(B), Metallurgical and Materials Transactions B, 1994, pp. 731-739.
- [31] M. Cornillisen, Mathematical model for solidification of Multicomponent alloys, vol. 13(4), Ironmaking and Steelmaking, 1986.
- [32] Y. Won y B. Thomas, Simple Model of Microsegregation During Solidification of Steels, vol. 32(A), Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, pp. 1755-1767.
- [33] M. Flemings y G. Nereo, Macrosegregation: Part I, vol. 239(9), Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1967, pp. 1449-1461.
- [34] J. Sarreal y G. Abbaschian, The Effect of Solidification Rate on Microsegregation, vol. 17(11), Metallurgical and Materials Transactions A, 1986, pp. 2063-2073.
- [35] H. Han, J. Lee, T. Yeo, Y. Won, K. Kim, K. Oh y J. Yoon, A Finite Element Model for 2-Dimensional Slice of Cast Strand, vol. 39(5), ISIJ International, 1999, pp. 445-454.
- [36] Y. Meng y B. Thomas, Heat-Transfer and Solidification Model of Continuous

- Slab Casting: CON1D, vol. 34(5), Metallurgical and Materials Transactions B, 2003, pp. 685-705.
- [37] C. Santos, J. Spim y A. Garcia, Mathematical Modeling and Optimization Strategies (Genetic Algorithm and Knowledge Base) Applied to the Continuous Casting of Steel, vol. 16, Engineering Applications of Artificial Intelligence, 2003, pp. 511-527.
- [38] M. Janik, H. Dyja, S. Berski y G. Banaszek, Two-dimensional thermomechanical analysis of continuous casting process, vol. 153, Journal of Materials Processing Technology, 2004, pp. 578-582.
- [39] J. Chipman y F. C.R., Rate of Solidification of Rimming Ingots, Transactions A.I.M.E, 1937, p. 370.
- [40] H. Wang, G. Li, Y. Lei, Y. Zhao, Q. Dai y J. Wang, Mathematical Heat Transfer Model Research for the Improvement of Continuous Casting Slab Temperature, vol. 45(9), ISIJ International, 2005, pp. 1291-1296.
- [41] G. Álvarez de Toledo, O. Campo y E. Láinez, Agitación Electromagnética en la Colada Continua de Acero, vol. 31(1), Revista Metalúrgica de Madrid, 1995, pp. 23-30.
- [42] C. Taylor y T. Hughes, Finite Element Programming of the Navier-Stokes Equations, Swansea, U.K.: PINERIDGE PRESS LIMITED, 1981.
- [43] O. Zienkiewicz y R. Taylor, El Método de los Elementos Finitos, vol. 1, Madrid: McGRAW-HILL/INTERAMERICANA DE ESPAÑA, S.A., 1994, p. 215.
- [44] J. Holman, Heat Transfer, McGraw-Hill Companies, 1996.
- [45] V. Voller y C. Swaminathan, General Source-Based Method for Solidification Phase Change, vol. 19(B), Numerical Heat Transfer, 1991, pp. 175-189.
- [46] J. Savage y W. Pritchard, The Problem of Rupture of the Billet in the Continuous Casting of Steel, vol. 178(11), Journal of Iron Steel Institute, 1954, pp. 269-277.
- [47] E. Upton, T. Rao, P. Dauby y R. Knechtges, Physical Metallurgy and Mathematical Modeling as Tools for Continuous Casting Optimization at LTV Steel, vol. 15(5), Iron & Steelmaker, 1988, pp. 51-57.
- [48] M. Wolf, A Review of Published Work on the Solidification Control of Steel in Continuous Casting Moulds by Heat Flux Measurement, vol. 20, Transactions

- ISIJ, 1980, pp. 710-717.
- [49] R. Davies, N. Blake y P. Campbell, Solidification Modelling — An Aid to Continuous Casting, vol. 2, Proceedings of the 4th International Conference of Continuous Casting, 1988, pp. 645-654.
- [50] H. Krainer y B. Tarmann, The Freezing of Continuously Cast Steel, vol. 69, Stahl und Eisen, 1949, pp. 813-819.
- [51] G. Álvarez de Toledo, J. Lainez y J. Cirion, Model Optimization of Continuous Casting Steel Secondary Cooling, vol. 173(1), Materials Science and Engineering A, 1993, pp. 287-291.
- [52] H. Gilles, Development of Thermal Solidification Models for Bethlem's Slab Casters, vol. 76, AIME SteelMaking Conference Proceedings. ISS, 1993, pp. 315-329.
- [53] E. Mizikar, Spray Cooling Investigation for Continuous Casting of Billets and Blooms, vol. 47, Iron Steel Engineer, 1970, pp. 53-60.
- [54] P. Agarwal, Thesis: Case Study of Spray Design for a Continuous Billet Caster, 1979.
- [55] K. Araki, S. Yoshinobu, Y. Nakatani y A. Moriyama, Stationary Measurement for Heat Transfer Coefficient in Droplet-cooling of Hot Metal, vol. 22(12), Transactions ISIJ, 1982, pp. 952-958.
- [56] M. Mitsutsuka, Study on the Water Spray Cooling of Steel Plate at High Temperature, vol. 54, Tetsu to Hagane, 1968, pp. 1457-1471.
- [57] M. Shimada y M. Mitsutsuka, On Heat Transfer Coefficient by Forced Water Cooling to Carbon Steel, vol. 52, Tetsu to Hagane, 1966, p. 1643.
- [58] B. Prabhakar, PhD Thesis: An Investigation of Heat Transfer in Spray Cooling, Columbia: The University of British of Columbia, 1980.
- [59] M. Ishiguro y T. Ichichara, Secondary Spray Cooling in Continuous Casting, vol. 60(11), Tetsu to Hagane, 1974, pp. S464-S465.
- [60] T. Nozaki, J. Matsuno, K. Murata, H. Ooi y M. Kodama, A secondary Cooling Pattern for Preventing Surface Cracks of Continuous Casting Slab, vol. 18, Transactions ISIJ, 1978, pp. 330-338.
- [61] H. Muller y R. Jeschar, Untersuchung des Wärmeübergangs an Einer Simulierten

- Sekundarkühlzone Beim Stranggiessverfahren, vol. 44, Arch. Eisenhüttenwes, 1973, pp. 589-594.
- [62] E. Bolle y J. Moureau, Experimental Study of Heat Transfer by Spray Cooling, Dubrovnik, Yugoslavia: Proc. of Int. Conf. on Heat and Mass Transfer Metallurgical Processes, 1979, pp. 527-534.
- [63] K. Sasaki, Y. Sugitani y M. Kawasaki, Heat Transfer in Spray cooling on Hot Surface, vol. 65, Tetsu to Hagane, 1979, pp. 90-96.
- [64] F. Incropera y D. D., Introduction to Heat Transfer, third edition ed., New York: John Wiley & Sons, 1996.
- [65] R. Lewis, P. Nithiarasu y K. Seetharamu, Fundamentals of the Finite Element Method for Heat and Fluid Flow, Wiley, 2004.
- [66] S. Patankar, Numerical Heat Transfer and Fluid Flow, Hemisphere Publishing, 1980.
- [67] Y. Hebi, Y. Man y F. Dacheng, 3-D Inverse Problem Continuous Model for Thermal Behavior of Mould Process Based on the Temperature Measurements in Plant Trial, vol. 46(4), ISIJ International, 2006, pp. 539-545.
- [68] B. Thomas, I. Samarasekera y J. Brimacombe, Mathematical Model of the Thermal Processing of Steel Ingots, Part II: Stress Model, vol. 18B(1), Metallurgical and Materials Transactions B, 1987, pp. 131-147.
- [69] C. Santos, A. García, C. Frick y J. Spim, Evaluation of Heat Transfer Coefficients along the Secondary Cooling Zones in the Continuous Casting of Steel Billets, vol. 14(6), Inverse Problems in Science and Engineering, 2006, pp. 687-700.
- [70] R. Hardin, K. Liu, A. Kapoor y C. Beckermann, A transient Simulation and Dynamic Spray Cooling Control Model for Continuous Steel Casting, vol. 34(B), Metallurgical and Materials Transactions B, 2003, pp. 297-306.
- [71] K. Worapradya y P. Thanakijkasem, Optimum Spray Cooling in Continuous Slab Casting Process under Productivity Improvement, Proceedings of the 2009 IEEE IEEM, 2009, pp. 120-124.
- [72] S. Louhenkilpi, J. Miettinen y L. Holappa, Simulation of Microstructure of As-Cast Steels in Continuous Casting, vol. 46(6), ISIJ International, 2006, pp. 914-920.

- [73] S. Chaudhuri, R. Singh, K. Patwari, S. Majumdar, A. Ray, A. Singh y N. Neogi, Design and Implementation of an Automated Secondary Cooling System for the Continuous Casting of Billets, vol. 49, ISA Transactions, 2010, pp. 121-129.
- [74] Y. Wang y D. Li, Computational Modeling and Control System of Continuous Casting Process, vol. 33, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2007, pp. 1-6.
- [75] K. Isobe, Y. Ishibashi, Y. Kawauchi, J. Tamura y N. Masumitsu, Technology for Producing Free-Machining Lead Steels by Continuously Casting Large-Section Blooms, vol. 7, Continuous Casting Volume Seven, 1995, pp. 215-221.
- [76] S. Hibbins y J. Brimacombe, Characterization of Heat Transfer in the Secondary cooling System of a Continuous Slab Caster, Transactions of the Iron and Steel Society of AIME, 1983, pp. 77-89.
- [77] J. Sengupta, C. Ojeda y B. thomas, Thermal-Mechanical Behaviour During Initial Solidification in Continuous Casting: Steel Grade Effects, vol. 22(1), International Journal of Cast Metals Research, 2009, pp. 8-14.
- [78] G. Straffelini, L. Lutterotti, M. Tonolli y M. Lestani, Modeling Solidification Microstructures of Steel Round Billets Obtained by Continuous Casting, vol. 51(9), ISIJ International, 2011, pp. 1448-1453.
- [79] M. Imagumbai, Relationship between Primary and Secondary Dendrite Arm Spacing of C-Mn Steel Uni-directionally Solidified in Steady State, vol. 34(12), ISIJ International, 1994, pp. 986-991.
- [80] C. Cicutti y R. Boeri, On the Relationship between Primary and Secondary Dendrite Arm Spacing in Continuous Casting Products, vol. 45, Scripta Materialia, 2001, pp. 1455-1460.
- [81] A. Ares, S. Gueijman, R. Caram y C. Schvezov, Correlación entre Microestructura, Propiedades Mecánicas y Variables de Solidificación de Aleaciones, vol. 17, ISSN Anales AFA, 2005, pp. 250-260.
- [82] E. Üstün, E. Çadirli y H. Kaya, Dendritic Solidification and Characterization of a Succinonitrile-acetone Alloy, vol. 18, Journal of Physics: Condensed Matter, 2006, pp. 7825-7839.
- [83] R. Trivedi, Interdendritic spacing. II: A comparison of Theory and Experiments, vol. 15(A), Metallurgical and Materials Transactions A, 1984, pp. 977-982.

- [84] J. Hunt y S. Lu, Numerical Modeling of Cellular/Dendritic Array Growth: Spacing and Structure Predictions, vol. 27A, Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, pp. 611-623.
- [85] Y. Xia, F. Wang y J. Wang, Simulation of Secondary Dendritic Arm Spacing of Cutting Steel 38MnVS, vol. 18(6), Journal of Iron and Steel Research, International, 2011, pp. 54-60, 73.
- [86] R. Higgings, Engineering Metallurgy, Sexta Edición ed., London: Arnold, 1993, pp. 200-202.
- [87] D. Porter y K. Easterling, Phase Transformations in Metals and Alloys, Stanley Thornes Ltd., 1992, pp. 185-197.
- [88] D. Stefanescu, Methodologies for Modelling of Solidification Microstructure and Their Capabilities, vol. 35(6), ISIJ International, 1995, pp. 637-650.
- [89] D. Stefanescu, G. Upadhya y D. Bandyopadhyay, Heat Transfer-Solidification Kinetics Modeling of Solidification of Castings, vol. 21(A), Metallurgical and Materials Transactions A, 1990, pp. 997-1005.
- [90] W. Oldfield, A Quantitative Approach to Casting Solidification: Freezing of Cast Iron, vol. 59, Transactions of the ASM, 1966, pp. 945-961.
- [91] I. Maxwell y A. Hellawell, A Simple Model for Grain Refinement During Solidification, vol. 23, Acta Metallurgica et Materialia, 1975, pp. 229-237.
- [92] P. Thévoz, J. Desbiolles y M. Rappaz, Modeling of Equiaxed Microstructure Formation in Casting, vol. 20(A), Metallurgical and Materials Transactions A, 1989, pp. 311-322.
- [93] D. Goettsch y J. Dantzig, Modeling Microstructure Development in Gray Iron Castings, vol. 25(A), Metallurgical and Materials Transactions A, 1994, p. 1063–1080.
- [94] R. Trivedi y K. Somboonsuk, Constrained Dendritic Growth and Spacing, vol. 65, Materials Science and Engineering A, 1984, p. 65–74.
- [95] W. Vanovsek, C. Bernhard, M. Fiedler y G. Posch, Influence of Alloying Additions on the Morphology of Non-Metallic Inclusions in High-Strength Steel Welds, Delft, Niederlande: International Institute of Welding IIW, Commission II-C intermediate meeting in Delft, 2011, pp. 1-20.

- [96] T. Okamoto y K. Kishitake, Dendritic Structure in Unidirectionally Solidified Aluminum, Tin, and Zinc Base Binary Alloys, vol. 29(2), *Journal of Crystal Growth*, 1975, pp. 137-146.
- [97] H. Jacobi y K. Schwerdtfger, Dendrite Morphology of Steady State Unidirectionally Solidified Steel, vol. 7(A), *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1976, pp. 811-820.
- [98] A. Suzuki y Y. Nagaoka, Dendrite Morphology and Arm Spacing of Steels, vol. 33, *The Journal of the Japan Institute of Metals*, 1969, pp. 658-664.
- [99] M. Taha, H. Jacobi, M. Imagumbai y K. Schwerdtfeger, Dendrite Morphology of Several Steady State Unidirectionally Solidified Iron Base Alloys, vol. 13(A), *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1982, pp. 2131-2141.
- [100] M. Taha, Influence of Solidification Parameters on Dendrite Arm Spacings in Low Carbon Steels, vol. 5(3), *Journal of Materials Science Letters*, 1986, pp. 307-310.
- [101] W. Kurz y D. Fisher, *Fundamentals of Solidification*, Trans Tech Publications, 1986.
- [102] D. Kirkwood, A Simple Model for Dendrite Arm Coarsening During Solidification, vol. 73(L1), *Materials Science and Engineering*, 1985.
- [103] M. EL-Bealy y B. Thomas, Prediction of Dendrite Arm Spacing for Low Alloy Steel Casting Processes, vol. 27(4), *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1996, p. 689.
- [104] W. Guo y M. Zhu, Characteristic Parameters for Dendritic Microstructure of Solidification During Slab Continuous Casting, vol. 16(1), *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2009, pp. 17-21.
- [105] J. Lipton, M. Glicksman y W. Kurz, Equiaxed Dendrite Growth in Alloys at Small Supercooling, vol. 18(1), *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1987, pp. 341-345.
- [106] J. Langer y H. Müller-Krumbhaar, Theory of Dendritic Growth. I. Elements of a Stability Analysis, vol. 26, *Acta Metallurgica*, 1978, pp. 1681-1687.
- [107] B. Weisberger, M. Hecht y K. Harste, Investigations of the Solidification Structure of Continuously Cast Slabs, vol. 70(10), *Steel Research*, 1999, pp. 403-411.

- [108] M. Wolf, Continuous Casting/Initial Solidification and Strand Surface Quality of Peritectic Steels [A], Iron and Steel Society of AIME, 1997, p. 69.
- [109] M. Wolf, T. Clyne y W. Kurz, Microstructure and Cooling Conditions of Steel Solidified in the Continuous Casting Mould, vol. 53(3), Arch. Eisenhüttenwes, 1982, pp. 91-96.
- [110] C. Capurro, J. Massone, M. Ridolfi, A. De Vito y C. Cicutti, Characterization of Solidification Structure of a High-Chromium Steel, 18^a Rolling Conference, 2010, pp. 323-333.
- [111] J. Brimacombe, I. Samarasekera y J. Lait, Continuous Casting: Heat Flow, Solidification and Crack Formation, vol. 2, Iron and Steel Institute/AIME, 1984, p. 238.
- [112] I. Ohnaka, Mathematical Analysis of Solute Redistribution During the Solidification with Diffusion in Solid Phase, vol. 26, Transactions ISIJ, 1986, pp. 1045-1051.
- [113] S. Kobayashi, A Mathematical Model for Solute Redistribution During Dendritic Solidification, vol. 28, Transactions ISIJ, 1988, pp. 728-735.
- [114] V. Voller y C. Beckermann, A Unified Model of Microsegregation and Coarsening, vol. 30(8), Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, pp. 2183-2189.
- [115] A. Howe, Extension of Analytical Expressions for Microsegregation, vol. 18(4), Ironmaking and Steelmaking, 1991, pp. 284-287.
- [116] T. Matsumiya, H. S. Kajioka, Y. Ueshima y H. Esaka, Mathematical Analysis of Segregations in Continuously Cast Slabs, vol. 24(11), Transactions ISIJ, 1984, pp. 873-882.
- [117] T. Fujimura y J. Brimacombe, Mathematical Analysis of Solidification Behaviour of Multicomponent Alloys, vol. 26, Transactions ISIJ, 1986, pp. 532-539.
- [118] A. Roósz, E. Halder y H. Exner, Numerical Analysis of Solid and Liquid Diffusion in Microsegregation of Binary Alloys, vol. 1, Materials Science and Technology, 1985, pp. 1057-1062.
- [119] A. Roósz, E. Halder y H. Exner, Numerical Calculation of Microsegregation in Coarsened Dendritic Microstructures, vol. 2, Materials Science and Technology, 1986, pp. 1149-1155.

- [120] A. Hayes y J. Chipman, Mechanism of Solidification and Segregation in a Low Carbon, vol. 135, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1939, p. 85.
- [121] E. Marburg, Accelerated Solidification in Ingots: Part I, vol. 197, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1953, pp. 157-172.
- [122] E. Scheil, Beitrag zum Problem der Blockseigerung, vol. 38(2), Metallforschung, 1947, p. 69–75.
- [123] J. Kirkaldy y W. Youdelis, Contribution to the Theory of Inverse Segregation, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1958, p. 833–840.
- [124] M. Flemings, R. Mehrabian y G. Nereo, Macrosegregation, Part II, vol. 242(1), Transactions of The Metallurgical Society of AIME, 1968, pp. 41-49.
- [125] M. Flemings y G. Nereo, Macrosegregation, Part III, vol. 242(1), Transactions of The Metallurgical Society of AIME, 1968, pp. 50-55.
- [126] I. Ferreira, C. Siqueira, S. C.A. y G. A., Theoretical and Experimental Analysis of Inverse Segregation During Unidirectional Solidification of an Al–6.2 wt.% Cu Alloy, vol. 49(4), Scripta Materialia, 2003, pp. 339-344.
- [127] M. Flemings, Solidification Processing, McGraw-Hill, 1974.
- [128] P. Emtage, K. Wunnenberg, T. Hatonen, M. Bobadilla, J. Llanos y M. De Santis, Improved Control of Segregation in Continuous Casting and Hot Rolling Processes, European Commission, Luxembourg, INTERNATIONAL, 2003, pp. 1-403.
- [129] G. Kor, Influence of Circumferential Electromagnetic Stirring on Macrosegregation in Steel, Atlanta, Ga U.S.A.: Steelmaking Conference, 66th, 1983, pp. 133-142.
- [130] T. Adachi, M. Mizutani y K. Kimura, Application of Electromagnetic Stirrers, Iron and Steel Society/AIME, 1983, pp. 151-157.
- [131] M. Komatsu, H. Mizukami, T. Kitagawa y K. Kawakami, Effect of Electromagnetic Stirring on Solidification Phenomena of Steels, Iron and Steel Society/AIME, 1983, pp. 143-149.
- [132] M. Schneider y C. Beckermann, Formation of Macrosegregation by Multicomponent Thermosolutal Convection during the Solidification of Steel, vol. 26(9), Metallurgical and Materials Transactions A, 1995, pp. 2373-2388.

- [133] K. Miyazawa y K. Schwerdtfeger, Macrosegregation in Continuously Cast Steel Slabs: Preliminary Theoretical Investigation on the Effect of Steady State Bulging, vol. 52(11), Arch. Eisenhutten, 1981, pp. 415-422.
- [134] T. Kajitani, J. Drezet y M. Rappaz, Numerical Simulation of Deformation-Induced Segregation in Continuous Casting of Steel, vol. 32(6), Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, pp. 1479-1491.
- [135] S. Chen, G. Chan, X. Yue y C. Wu, Solute Distribution in Columnar Crystal Zone and Influences of Correlative Factors for Continuous Casting Slabs, vol. 15(4), Journal of Iron and Steel Research, 2008, pp. 21-25.
- [136] G. Chang, Z. Zhao, J. Wang, W. Wang y X. Wang, Solute Distribution in Columnar Crystal Zone of Continuous Casting Billets, vol. 11(5), Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2001, pp. 708-711.
- [137] D. Humes, M. Korzi, B. Kozak y J. Laughlin, Dynamic Soft Reduction of Continuously Cast Slabs, vol. 5(7), Iron & Steel Technology, 2008, pp. 29-36.
- [138] E. Turkdogan y R. Grange, Microsegregation in Steel, vol. 208, Journal of the Iron and Steel Institute, 1970, pp. 482-494.
- [139] Y. Nakai, T. Emi, H. Kurahashi y O. Haida, Development of Steels Resistant to Hydrogen Induced Cracking in Wet Hydrogen Sulfide Environment, vol. 19(7), Transactions ISIJ, 1979, pp. 401-410.
- [140] M. Kawamoto, K. Yamada y T. Fujita, Advanced Continuous Casting Process for High-Carbon Steel, Advanced Materials, Manufacturing, and Testing Information Analysis Center, 1977, pp. 64-70.