

SOLIDIFICACIÓN DE HIERROS NODULARES

SANDRA CAROLINA MURCIA SÁNCHEZ



UNIVERSIDAD EAFIT
ESCUELA DE INGENIERÍA
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA
MEDELLÍN
2012

SOLIDIFICACIÓN DE HIERROS NODULARES

SANDRA CAROLINA MURCIA SÁNCHEZ

Trabajo de grado para optar por el título de Magister en Ingeniería

Asesor

Ph. D. EDGAR ALEXANDER OSSA H.

Profesor Asociado

Universidad EAFIT

UNIVERSIDAD EAFIT

ESCUELA DE INGENIERÍA

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA

MEDELLÍN

2012

Nota de aceptación

Presidente del jurado

Firma del jurado

Firma del jurado

AGRADECIMIENTOS

Deseo expresar mi agradecimiento a mi director de tesis el Dr. Edgar Alexander Ossa H. por todo su apoyo incondicional durante la ejecución de este trabajo y por la ayuda brindada al aportar todo su conocimiento y experiencia.

También deseo agradecer al Departamento nacional de ciencia y tecnología Colciencias que mediante el contrato No 525-09 brindó los recursos económicos para la realización de la maestría y de la pasantía en la Universidad Católica de Chile, donde tuve la oportunidad de trabajar bajo la asesoría del Dr. Diego Celentano, al cual agradezco el permiso para utilizar su programa de simulación Vulcan, las importantes discusiones académicas y retroalimentaciones que permitieron los avances realizados en el presente trabajo.

A la vez quiero expresar mi agradecimiento a la empresa Furima S.A por permitir el desarrollo de la fase experimental dentro de su planta de producción y por proveer el material utilizado en cada una de las coladas realizadas.

Agradezco a la Universidad EAFIT y especialmente a la Escuela de Ingeniería por haberme brindado la posibilidad de realizar la maestría, al otorgarme una beca parcial para estudios de postgrado y por haberme facilitado las instalaciones para el desarrollo de este trabajo.

CONTENIDO

AGRADECIMIENTOS.....	4
RESUMEN	7
1. INTRODUCCIÓN	1
2. PROCESO DE SOLIDIFICACIÓN DE HIERROS NODULARES	3
2.1. Mecanismos de formación del grafito esferoidal	3
2.2. Proceso de solidificación eutéctica	4
2.3. Clasificación de las fundiciones nodulares.....	6
2.4. Teorías de nucleación y crecimiento para una fundición eutéctica nodular.	7
2.5. Formulación Térmica-Microestructural	17
2.6. Conclusiones.....	19
2.7. Tablas	20
2.8. Figuras	21
3. EFECTO DEL PROCESAMIENTO EN LAS CARACTERÍSTICAS DEL HIERRO NODULAR.	30
3.1. Metodología Experimental.....	31
3.2. Métodos de Caracterización	33
3.2.1. Caracterización química	33
3.2.2. Caracterización metalográfica y morfológica	33
3.3. Resultados y Análisis	36
3.3.1. Caracterización química	36
3.3.2. Cambio en las temperaturas de vaciado	36
3.3.3. Caracterización morfológica y metalográfica	37
3.4. Conclusiones.....	39
3.5. Tablas	40
3.6. Figuras	41
4. PROCESO DE TRANSFORMACIÓN EUTÉCTICA.....	52
4.1. Ajuste del proceso productivo en el modelo macroestructural	53
4.2. Transferencia de calor en cada etapa del proceso productivo	55
4.3. Simulación microestructural plurinodular	60
4.4. Conclusiones.....	69
4.5. Tablas	71
4.6. Figuras	72

5.	FORMACIÓN Y CRECIMIENTO DE NÓDULOS.....	98
5.1.	Simulación microestructural de la nodularidad	106
5.2.	Simulación del proceso de fading	120
5.3.	Conclusiones.....	122
5.4.	Tablas	125
5.5.	Figuras	127
6.	CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....	156
	BIBLIOGRAFIA.....	160

RESUMEN

Las fundiciones nodulares son aleaciones ferrosas en las que se encuentran precipitaciones de grafito en forma de nódulos esféricos en una matriz metálica. El proceso de difusión que sigue el carbono durante la solidificación es modificado por elementos aleantes que se adicionan al material para asegurar buenas características morfológicas del grafito, porque de ellas dependen las propiedades mecánicas finales del material.

Tanto el conteo de nódulos como el grado de redondez o nodularidad pueden variar durante el proceso productivo seguido en una fundición de hierro nodular y para poder predecir cómo afecta cada paso, es necesario utilizar modelos termo-microestructurales que realicen un seguimiento del proceso de cambio de fase de forma numérica, permitiendo la comprensión de los cambios que ocurren durante la solidificación.

Para esto, en el capítulo 2 se realiza una recapitulación de algunos conceptos metalúrgicos sobre hierros nodulares y su proceso de solidificación. Además, se exponen las dos teorías de solidificación más aceptadas en la actualidad, con algunas implementaciones numéricas realizadas hasta la fecha para el proceso de solidificación de hierro nodular.

En el capítulo 3 se explica el procedimiento experimental realizado con el fin de evaluar el efecto de las variables de proceso en las características morfológicas de fundiciones de hierro nodular. Se presentan los resultados obtenidos y cómo se pueden explicar estos de acuerdo a las teorías encontradas en la literatura.

El capítulo 4 está dedicado a la adaptación del modelo plurinodular de Boeri (Boeri, 1989), donde dicho modelo se acopla a un programa de elementos finitos que resuelve la ecuación de la energía a nivel macroscópico, para poder representar el proceso experimental seguido en el capítulo anterior.

En el capítulo 5 se propone una modificación al modelo de crecimiento nodular para permitir la predicción de la nodularidad, característica que no ha sido implementada

hasta ahora en anteriores trabajos, logrando predecir de una manera más acertada el comportamiento obtenido experimentalmente. Finalmente se evaluó si el modelo modificado es capaz de predecir el efecto de fading o desvanecimiento de los tratamientos químicos al comparar los resultados numéricos obtenidos para el conteo de nódulos con los resultados experimentales reportados por Sheikh et al (2005).

Por último, el capítulo 6 está dedicado a las conclusiones extraídas de este trabajo y a la propuesta de posibles líneas de investigación futuras relacionadas con el entendimiento del proceso de solidificación en fundiciones nodulares.

1. INTRODUCCIÓN

Las fundiciones nodulares son aleaciones ferrosas en las que se encuentran precipitaciones de grafito en forma de nódulos esféricos en una matriz metálica. Estas son utilizadas industrialmente en piezas que requieran moderada ductilidad sin sacrificar resistencia mecánica, tales como en válvulas, herrajes, elementos de ferretería y autopartes.

Debido al amplio uso industrial de piezas fundidas de hierro nodular y a la creciente tendencia a reemplazar piezas forjadas debido a su alto costo, estudios centrados en fundiciones nodulares han cobrado importancia en los últimos años con el fin de mejorar sus propiedades mecánicas. Estas mejoras permiten reemplazar al acero fundido y al forjado en numerosas aplicaciones, ofreciendo así un impacto positivo en lo económico, seguridad y aspectos ambientales, logrando una alta excelencia en la producción y productos de bajo precio.

Para lograr mejoras en la calidad final de piezas fabricadas con hierro nodular, se debe realizar una interconexión entre tratamientos térmicos, elementos de aleación y diseño computarizado de moldes. Actualmente la modelación del proceso de llenado y solidificación de moldes de manera macroestructural está bastante desarrollada y existen diferentes paquetes comerciales que permiten la evaluación del desempeño de un molde antes de ser fabricado, para poder asegurar un proceso óptimo del cual se puedan obtener piezas sanas al costo más bajo. Sin embargo, para poder realizar modificaciones eficientes en cuanto a tratamientos térmicos y elementos de aleación, es necesario entender qué sucede microestructuralmente durante la solidificación. Es por esto que día a día aumentan aquellos estudios que ayuden a comprender los mecanismos físicos involucrados en la obtención de estas aleaciones, porque sus características, y por ende su calidad, son influenciadas por la microestructura de la matriz y la morfología de sus nódulos de grafito.

En los últimos años se han desarrollado diferentes teorías del proceso de solidificación, pero debido a la falta de evidencia experimental se ha dificultado la unificación de éstas, lo cual

genera que existan diferentes modelos que describen el proceso y por ende diferentes acercamientos para entender el problema.

En cuanto al problema general, en Colombia es poco el avance, lo cual retrasa el crecimiento del campo metalúrgico y frena la competitividad frente a otros países. Al estudiar las transformaciones que sufre la matriz metálica durante su solidificación, se facilita la innovación en cuanto a tratamientos térmicos, con lo cual se puede llevar el desempeño del hierro nodular a un nivel superior.

Sin embargo, la principal característica que da a los hierros nodulares su ductilidad es la presencia de grafito en forma de nódulos y esta geometría es obtenida durante su solidificación, sin la posibilidad de posteriores modificaciones. Es por esto que en este trabajo de grado se evaluará experimentalmente la influencia de los parámetros de proceso en la geometría final de los nódulos en hierros nodulares. Para explicar las posibles modificaciones de la morfología de grafito, se realizarán simulaciones macro y microestructurales con el fin de evidenciar variables adicionales que se deben tener en cuenta al simular la solidificación de metales en un proceso industrial.

Debido a que los modelos hasta ahora planteados asumen un crecimiento ideal de los nódulos y por ende no presentan la posibilidad de evaluar la nodularidad, se implementará el proceso de crecimiento de los nódulos en modelos microestructurales existentes, generando cambios en la dinámica de la solidificación que permitirán obtener resultados que expliquen las tendencias encontradas experimentalmente.

2. PROCESO DE SOLIDIFICACIÓN DE HIERROS NODULARES

Las fundiciones de hierro son aleaciones multicomponente que solidifican con una reacción eutéctica. Estas aleaciones contienen elementos principales (hierro, carbono y silicio) y otros aleantes menores que pueden estar por debajo de 0.1%. Las fundiciones de hierro contienen silicio y carbono en porcentajes mucho mayores que los aceros. Debido a este alto contenido de carbono, la estructura de las fundiciones de hierro presentan fases ricas en carbono.

Dependiendo de los elementos de aleación y la velocidad de enfriamiento, estas aleaciones pueden generar en su estructura carburo de hierro (para el caso de enfriamiento metaestable) o grafito (para enfriamiento estable) (ASM, 1990).

La es una aleación básicamente de Fe, C y Si, cuya microestructura de la fundición nodular está conformada por una matriz metálica y una cantidad del 10 al 15 % de grafito en forma de esferas. Tan pronto como se conoció que la estructura esferoidal del grafito podía obtenerse directamente durante la solidificación del mismo ("*as-cast*") y sin necesidad de largos y costosos tratamientos térmicos posteriores a la solidificación de la fundición blanca, comenzaron los intentos por explicar su mecanismo de formación porque comprenderlo en su totalidad permitiría tener un mayor control sobre el mismo y, de esa manera, sobre las propiedades físicas finales del producto (Boeri, 1989).

2.1. Mecanismos de formación del grafito esferoidal

Debido al alto contenido de carbono existente en el hierro nodular y que a medida que baja la temperatura se pierde la solubilidad de éste en el hierro, se genera una precipitación de carbono en forma de grafito. Para que el carbono precipitado se pueda aglomerar en forma de grafito debe existir un punto de partida o un núcleo, el cual puede ser partículas de carbono existentes en la colada (nucleación homogénea) o puede ser una partícula o impureza inducida en el líquido (nucleación heterogénea) (Stefanescu, 2009) (Onsoien, et al., 1997).

Normalmente en las aleaciones ocurre la nucleación heterogénea y para el caso del hierro nodular, se realiza un tratamiento químico de inoculación con partículas de ferro silicio, porque el silicio comparte con el carbono el plano cristalográfico (001) lo cual hace que éste sea un plano preferencial de unión facilitando la creación de puntos preferenciales para nucleación (Skaland, et al., 1993).

A medida que los átomos de carbono se unen, el punto de nucleación adquiere un radio crítico (r^*) y gracias al sobreenfriamiento en la colada (T-Teutética), empiezan a crecer puntos de grafito. El crecimiento del grafito se da en el plano con menor energía interfacial en contacto con el líquido. Los átomos de carbono se depositan en planos basales, lo cual se da en la dirección "c" (Figura 2-1) y ocurre en forma de escalón debido a la dislocación en espiral de la interfase (Skaland, et al., 1993).

Cuando elementos activos de superficie son absorbidos, en el plano "a" la energía es menor, por lo cual este es el camino que siguen los átomos de carbono para el crecimiento del grafito, generando hojuelas. Realizar tratamientos químicos de nodulización con elementos como Mg o Ce inactivan los elementos activos de superficie, aumentando la tensión interfacial en el plano "c" y se generan nódulos (Stefanescu, 2009).

De acuerdo a lo anterior, el crecimiento natural del grafito es de forma nodular, pero la presencia de elementos como azufre y oxígeno (naturales en el proceso de fundición) actúan como elementos activos de superficie que finalmente hacen que el carbono se deposite en el plano "a" generando una estructura de hojuela, como si este fuese el camino normal de crecimiento del grafito (Skaland, et al., 1993) (Stefanescu, 2009).

2.2. Proceso de solidificación eutéctica

Asumiendo que el enfriamiento a partir del estado líquido de una fundición bien inoculada ocurre bajo condiciones de equilibrio (velocidad de enfriamiento ~ 0), el primer sólido que

precipita en una aleación hipereutética (%C o CE = 4,5%) a la temperatura de liquidus es la fase grafito (Figura 2-2 Punto A). Estas partículas de grafito crecen por el agotamiento de átomos de carbono de la fundición líquida, hasta que la temperatura llega al rango de transformación eutética (Figura 2-2 Punto B). La austenita nuclea en áreas de baja concentración de C; por consiguiente, según la teoría uninodular que se describe más adelante, los nódulos de grafito son encapsulados por la austenita (Figura 2-3). Durante esta solidificación eutética, sólo la austenita está en contacto con el líquido y el mecanismo que controla el crecimiento de los nódulos se convierte en la difusión de los átomos de carbono a través de la envoltura de austenita (Dardati, 2005) (Rivera, et al., 2002) (Fras, et al., 2010) (Stefanescu, 2009) (Chiarella, 2005).

Después de la solidificación, continúa la difusión de carbono hacia los nódulos de grafito preexistentes, puesto que la solubilidad de carbono en la austenita decrece con la temperatura (desde 2% a 1154°C a ~ 0,8% a la temperatura eutectoide). La transformación eutectoide también ocurre sobre un rango de temperatura. En esta etapa, la austenita se transforma a ferrita y más átomos de carbono difunden hacia los nódulos y la solubilidad de C en la ferrita es más baja que en la austenita (~ 0,025%) (Chiarella, 2005).

Teniendo en cuenta que el crecimiento del nódulo se ve restringido por la difusión del carbono a través de la austenita, como se aprecia experimentalmente (Figura 2-4), la forma final del grafito depende principalmente de la velocidad con la que se forme austenita a su alrededor. Esta velocidad depende del sobre-enfriamiento de la colada que a su vez está influenciado por la cantidad de magnesio presente.

Zhou en el 2009, propuso que existen tres tipos de encapsulamiento de la austenita: encapsulamiento rápido, lento o no existente (Tabla 2-1). Entre más rápido se dé el encapsulamiento, el nódulo tendrá a su alrededor un mismo radio de difusión de carbono lo cual va a generar una estructura circular. Si se da un encapsulamiento lento, el nódulo tendrá zonas preferentes de crecimiento, por lo cual se perderá la nodularidad. Finalmente si no se da

un encapsulamiento, la geometría final será correspondiente a un grafito vermicular o laminar (Figura 2-5).

2.3. Clasificación de las fundiciones nodulares

Posterior a la transformación eutéctica ocurre la transformación eutectoide en donde la matriz existente de austenita se transforma en diferentes fases de acuerdo a la velocidad de enfriamiento y los elementos de aleación presentes en la colada. Bajo condiciones de equilibrio se obtiene una matriz ferrítica con nódulos de grafito. Esta situación puede ocurrir sólo si los átomos de carbono tienen suficiente tiempo y fuerza motriz para escapar desde la austenita y/o ferrita.

Si la solidificación y el enfriamiento ocurren a una rapidez mucho mayor que la adecuada para que los átomos de carbono puedan difundir, se formará una estructura totalmente diferente. Por ejemplo, durante la solidificación proeutéctica en presencia de un alto sobreenfriamiento, precipita la fase metaestable Fe_3C en vez de grafito. En este caso, se alcanza la temperatura eutéctica metaestable antes que ocurra la nucleación de grafito y se forma un carburo eutéctico, seguido por la transformación de la austenita a perlita.

Debido a que la presencia de nódulos en la matriz frenan la propagación de grietas, las propiedades mecánicas del hierro nodular dependen de la matriz metálica que se obtenga después de la solidificación. Según este proceso, las fundiciones nodulares se pueden clasificar en ferríticas, ferrítica-perlítica, perlítica, martensítica, bainítica, austenítica o austemperada (AFS, 1993).

Otra forma de clasificar las fundiciones nodulares es según su composición y contenido de carbono equivalente ($CE = \%C + 1/3 \%Si$). De esta manera se diferencian las fundiciones de hierro nodular eutécticas, hipoeutécticas e hipereutécticas; cada uno de estas clasificaciones tiene una forma particular de iniciar su solidificación (ASM, 1990).

Los hierros nodulares eutécticos tienen un valor de CE igual a 4.26%, su mecanismo de solidificación aún no se ha entendido por completo, pero las teorías hasta ahora existentes hablan de una solidificación simultánea del grafito y la austenita, donde la secuencia de precipitación varía según el investigador.

En la sección anterior se describió el proceso de solidificación para un hierro nodular hipereutéctico, en el cual la primera fase en precipitarse es el grafito y la nucleación de la austenita se da en las fases con bajo carbono, al pasar el punto de transformación eutéctica y generando así la célula eutéctica. En el caso de los hierros hipoeutécticos la primera fase en precipitar es la austenita, en forma dendrítica y la fase secundaria en formarse es el grafito.

2.4. Teorías de nucleación y crecimiento para una fundición eutéctica nodular.

El proceso de solidificación de hierros nodulares sucede a altas temperaturas (1165°C) lo cual dificulta tener evidencia de la secuencia de transformación de un estado líquido a un estado sólido. Gracias a las microestructuras obtenidas mediante procesos de enfriamiento rápido (*chill*), se pueden observar las estructuras presentes a la temperatura de temple, y a partir de estas imágenes se generan teorías de cómo es el proceso de solidificación. Debido a esto, a través del tiempo, se han generado diferentes modelos de solidificación dependiendo de la visión de cada investigador y de los adelantos generados hasta la fecha. Por ejemplo, antes de 1948 la fundición de grafito esferoidal se obtenía por descomposición de la cementita, por medio de tratamientos térmicos. Estos modelos se basaban en dicha descomposición, es decir se sostenía que el proceso era principalmente un proceso en estado sólido. Posteriormente esa posibilidad fue totalmente descartada y se acepta sin discusión que la formación de la estructura nodular se produce durante la solidificación (Celentano, et al., 2008).

Durante algún tiempo se negó la posibilidad que la austenita eutéctica fuera de naturaleza dendrítica, sin embargo, la presencia de dendritas de austenita, aún en composiciones

eutécticas e hipereutécticas, siéndose ha observado desde hace años. Frente a este hecho algunos investigadores sostienen que la austenita eutéctica, al igual que la primaria es de naturaleza dendrítica (Boeri, 1989) (Dardati, 2005). Mientras que otros opinan que esa formación no corresponde a la verdadera austenita eutéctica, siendo ésta la que se forma como una esfera, encapsulando los nódulos de grafito. Dentro de esta segunda hipótesis, la austenita dendrítica es llamada “*off-eutectic*” y se considera que puede producirse o no, dependiendo de las condiciones de solidificación.

Algunos investigadores clasifican las principales teorías sobre la solidificación de la fundición nodular existentes en la actualidad en teorías de carácter “uninodular” (Figura 2-6a), en las que la unidad de solidificación está constituida por un nódulo de grafito y su correspondiente envoltura de austenita; y teorías de carácter “plurinodular” (Figura 2-6b), en las que se considera que cada unidad de solidificación contiene numerosas esferas de grafito (Dardati, 2005).

Las teorías explicativas de carácter uninodular sostienen básicamente que:

- Cuando la aleación alcanza la temperatura eutéctica los nódulos de grafito nuclean en el líquido.
- Si bien los nódulos pueden crecer en contacto con el líquido, rápidamente son rodeados por una capa esférica de austenita.
- Luego que los nódulos son encapsulados crecen por difusión del carbono desde el líquido hacia el nódulo a través de la capa de austenita.
- La cápsula de austenita continúa creciendo en forma esférica hasta que su desarrollo se ve limitado por la presencia de otros granos.

Esta forma de crecimiento del grafito resulta difícil de explicar teóricamente debido tanto a la lentitud del proceso de difusión del carbono a través de la austenita, como a las presiones que deberían generarse en la envoltura de austenita cuando la esfera de grafito va creciendo.

La teoría plurinodular puede resumirse en los siguientes puntos:

- Las nucleaciones de la austenita y del grafito son independientes.
- La austenita crece en forma dendrítica mientras que el grafito lo hace en forma esférica.
- El grafito crece inicialmente en contacto con el líquido pero, al entrar en contacto con las dendritas de austenita, los nódulos son rodeados por ésta.
- Una vez rodeados por la austenita, las esferas de grafito crecen por difusión del carbono, desde el líquido, a través de la austenita.

Aunque la teoría plurinodular muestra un franco avance sobre la uninodular, no son muchas las propuestas realizadas para el tratamiento computacional de la misma, en comparación son numerosos los modelos numéricos que tienen como objetivo la simulación de la solidificación de la fundición dúctil según la teoría uninodular.

2.4.1. Modelación microestructural de la fundición nodular

Sin importar el modelo utilizado o en qué teoría se base, las leyes de crecimiento de los nódulos se basan en la composición en las interfases y por ende es necesario aclarar este tema antes de continuar con los modelos para la teoría uninodular y plurinodular. Adicionalmente, se tienen en cuenta la variación de las composiciones de equilibrio causadas por la microsegregación del Silicio adoptando las definiciones de las curvas del diagrama de equilibrio realizadas por Heine en 1986 (Heine, 1986) y la implementación en una simulación numérica para la solidificación de una fundición dúctil, llevada a cabo por (Boeri, 1989). Cada una de las ecuaciones utilizadas para la modelación matemática se encuentran expuestas a profundidad por Dardati en su tesis doctoral, a continuación se resumen los principales postulados (Dardati, 2005):

2.4.1.1. Composición en las interfases

Para la determinación de las composiciones de equilibrio de las distintas fases en las zonas de interfase se tiene en cuenta la influencia del silicio, considerando el diagrama de equilibrio

ternario Fe-C-Si. Esto se logra usando un diagrama de equilibrio en dos dimensiones, pero cuyas líneas de líquidus, sólidos y temperatura de equilibrio eutéctica están definidas por funciones que dependen de los contenidos de silicio (Si) y de carbono (C) en la fundición que solidifica, de acuerdo a las expresiones obtenidas por Heine et al. (1986) y utilizadas por otros autores (Dardati, 2005).

$$T_{AL} = 1569 - 97.3 \left(C + \frac{1}{4} Si \right),$$

$$T_{AS} = 1528 - 177.9 (C + 0.18 Si),$$

$$T_{GL} = 389.1 \left(C + \frac{1}{3} Si \right) - 503.2 ,$$

$$T_E = 11154.6 + 6.5 Si , \text{ (Ecuación 2.1)}$$

donde T_{AL} , T_{AS} , T_{GL} y T_E puede verse en la Figura 2-7 que corresponde a un sector del diagrama de equilibrio Fe-C-Si.

Por intersección entre T_{AS} y T_E se obtiene el punto de máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica

$$C_{TE} = 2.1 - 0.216Si. \quad \text{(Ecuación 2.2)}$$

Por intersección entre T_{AL} y T_E se obtiene el contenido de carbono a temperatura eutéctica:

$$C_E = 4.26 - 0.317Si. \quad \text{(Ecuación 2.3)}$$

De las ecuaciones anteriores se pueden obtener los porcentajes de carbono en la zona de la interfase correspondientes a cada fase y cada temperatura:

$$C^{\bar{l}} = \frac{1}{97.3} (1569 - T - 24.32Si),$$

$$C^{\bar{\gamma}} = \frac{1}{177.9} (1528 - T - 32Si),$$

$$C^{gr} = \frac{1}{389.1} (T - 129.7Si + 503.2) \quad \text{(Ecuación 2.4).}$$

Para la definición de la línea T_{AG}, que determina la variación de la solubilidad del carbono en la austenita en estado sólido, se ubica el punto de coordenadas 800 °C y 0.6 % C, el cual se considera como el punto eutectoide, y se une con el punto C_{TE}, obteniéndose (Boeri, 1989):

$$C_{gr}^{\gamma} = \frac{(T-1154.6-6.5Si)(1.5-0.216Si)}{(354.6+6.5Si)} + 2.1 - 0.216Si. \quad (\text{Ecuación 2.5})$$

Como se puede observar en la Figura 2-7, las curvas se hacen continuar por debajo de la temperatura eutéctica, de manera que si la temperatura desciende por debajo de dicha temperatura y todavía sigue la solidificación, se tienen en cuenta esas prolongaciones para calcular las concentraciones de carbono de las distintas fases en las interfases. Es importante destacar que en los cálculos se considera que en las interfases se cumplen las condiciones de equilibrio determinadas por el diagrama ternario, es decir, que las curvas definidas determinan la composición que deben tener las fases en la zona de contacto entre ellas para una determinada temperatura. Esto no ocurre en el resto del volumen de la fundición en donde la composición depende de la difusión del soluto.

2.4.1.2. *Microsegregación*

Contrariamente a lo que ocurre con los metales puros, cuando una aleación solidifica, el sólido que se forma tiene una composición diferente a la del líquido del cual está solidificando. Esto ocurre debido a que el proceso de cambio de fase de líquido a sólido no se da a una temperatura constante sino en un rango de temperaturas dentro del cual varían la composición del sólido y del líquido que se mantienen en equilibrio. Esto ocasiona que, al final del proceso, exista una distribución no uniforme del soluto en el sólido denominada segregación. En este trabajo se considera la microsegregación del silicio a través de un coeficiente de partición k_{Si} que relaciona las concentraciones de silicio en el sólido y en el líquido, y de la ley de Scheil, que determina el porcentaje de soluto en el líquido suponiendo difusión nula en el sólido y composición uniforme (mezcla total) en el líquido (Dardati, 2005)

$$Si = Si_0(1 - f_s)^{k_{Si}-1}, \quad (\text{Ecuación 2.6})$$

donde Si_0 es el porcentaje de silicio inicial y f_s es la fracción sólida.

2.4.1.3. Modelo Uninodular

El modelo propuesto por (Su, et al., 1984), se enmarca en la teoría uninodular. Las características principales de esta teoría son:

a) La nucleación finaliza con la recalcancia y se rige por:

$$\dot{N} = A\Delta T^n, \quad (\text{Ecuación 2.7})$$

donde, $\Delta T = T_E - T$ es el sobreenfriamiento, A es un parámetro de nucleación y el exponente n puede tomar valores de 1 ó 2 según (Su, et al., 1984).

En el momento en el que inicia la solidificación, se empieza a dar una liberación de calor latente que es mayor a la velocidad de extracción de calor (q), razón por la cual la temperatura empieza a ascender, este proceso se conoce como recalcancia (Dardati, 2005; Rivera, et al., 2002; Frás, et al., 2010). Este fenómeno aparece sin importar el modelo de solidificación que se utilice y limita la nucleación de puntos de grafito y por lo tanto el conteo de los nódulos (Figura 2-8).

La nucleación finaliza con la recalcancia debido a la disminución del sobreenfriamiento necesario para que los puntos inoculados de grafito puedan superar el radio crítico r^* y de esta manera generar un nódulo (Frás, et al., 2010). Adicionalmente, la colada contiene partículas no disueltas de diversos tamaños y al presentarse un sobreenfriamiento más allá de un valor crítico, estas partículas exceden los tamaños mínimos necesarios para un crecimiento estable ocasionando el crecimiento continuo de núcleos hasta el momento en que el metal alcanza su nivel máximo de sobreenfriamiento. Después de esto, con el progreso de la recalcancia no se forman nuevos núcleos debido a que todas las partículas mayores al tamaño crítico r^* ya han crecido. La activación de pequeñas partículas como núcleos activos requieren un

sobreenfriamiento que se puede alcanzar al final de la recalcencia lo cual permite explicar la presencia de nódulos de diferentes tamaños en una sola pieza (Kapturkiewicz, et al., 2010).

b) Al comienzo de la nucleación, se asume que el grafito es encapsulado por la austenita, de tal forma que el grafito no crece en contacto con el líquido. Las condiciones iniciales de los núcleos fueron definidos por (Su, et al., 1984), para el grafito tomo un radio (r) de $1\mu\text{m}$ y para la austenita un radio (s) de $1.2\mu\text{m}$.

c) El radio s de la austenita esférica crece de acuerdo a la siguiente ley:

$$\dot{s} = \frac{c^{\gamma/l} - c^{\gamma/gr}}{c^{\gamma/l} - c^{\gamma/l}} \frac{D_C^{\gamma}}{s \left(\frac{s}{r} - 1\right)} \left(\frac{1-f_s}{1-0.5}\right)^{2/3}. \quad (\text{Ecuación 2.8})$$

d) Se asume que el nódulo de grafito de radio r crece en la forma:

$$\dot{r} = \frac{c^{\gamma/l} - c^{\gamma/gr}}{100 - c^{\gamma/gr}} D_C^{\gamma} \frac{\rho_{\gamma}}{\rho_{gr}} \frac{r}{\left(1 - \frac{r}{s}\right)}. \quad (\text{Ecuación 2.9})$$

2.4.1.4. Modelo Plurinodular

Debido a que en los modelos que consideran un crecimiento plurinodular se tiene en cuenta una precipitación de la austenita en forma de dendritas, la modelación numérica se complica, razón por la cual son pocos los modelos existentes a pesar que día a día se encuentran más resultados experimentales en donde se evidencia la aparición de austenita en forma de dendritas, incluso en hierros eutécticos e hipoeutécticos.

Uno de los modelos más utilizados en la actualidad fue el propuesto por Boeri en 1989 (Boeri, 1989) en el cual se simplifica la modelación de la cantidad de la austenita realizando un balance de masa de acuerdo a la cantidad de grafito precipitado.

Para la nucleación del grafito se utiliza una ley continua exponencial (Boeri, 1989):

$$\dot{N} = b \Delta T \exp\left(-\frac{c}{\Delta T}\right), \quad (\text{Ecuación 2.10})$$

donde b y c son parámetros que dependen de la composición de la fundición, del tratamiento de inoculación al que se somete el líquido y del sobreenfriamiento del líquido. Se considera que la nucleación se detiene cuando comienza la recalcancia y reinicia cuando la temperatura de la colada vuelve a estar por debajo del punto donde inicio ésta (Figura 2-8), y se recupera así el sobreenfriamiento necesario para que los puntos inoculados formen nódulos.

De acuerdo a la ley propuesta (Ecuación 2.10), la velocidad de nucleación se mantiene muy baja hasta que se alcanza un determinado sobreenfriamiento, llamado crítico, a partir del cual se produce un gran incremento en la velocidad de aparición de nuevos nódulos. Boeri plantea que para tener en cuenta que el líquido es cada vez menos y que, por lo tanto, son menores las posibilidades de nucleación, la ecuación 2.10 se multiplica por la fracción líquida presente en el período de tiempo calculado, resultando: (Boeri, 1989)

$$\dot{N} = b \Delta T \exp\left(-\frac{c}{\Delta T}\right) (1 - f_s) \quad (\text{Ecuación 2.11})$$

La nucleación continua da origen a nódulos que aparecen en distintos tiempos durante el enfriamiento, lo que ocasiona diferentes tamaños de grano al final de la solidificación. El almacenamiento de la distribución del tamaño de los nódulos se lleva a cabo en la modelación numérica a través de dos matrices, de las cuales una guarda el número de nódulos nucleados en cada incremento de tiempo y para cada punto, y la otra guarda el tamaño que dichos nódulos van tomando a medida que se desarrolla el crecimiento de los mismos.

De acuerdo con lo propuesto por Boeri (Boeri, 1989), el grafito nuclea y crece inicialmente en contacto con el líquido, para ser posteriormente encapsulado por la austenita. Para el crecimiento en contacto con el líquido Boeri utilizó la ecuación de Zener de crecimiento de una partícula esférica aislada en una matriz de baja supersaturación, :

$$\dot{R} = \frac{1}{2R_{gr}} \left(\frac{c^{l/\gamma} - c^{l/gr}}{c_{gr} - c^{l/gr}} D_C^l \frac{\rho_l}{\rho_{gr}} \right), \quad (\text{Ecuación 2.12})$$

donde R_{gr} es el radio de la esfera de grafito, D_C^l el coeficiente de difusión del carbono en el líquido y $\rho_l - \rho_{gr}$ son las densidades del líquido y del grafito, respectivamente.

De acuerdo con sus observaciones experimentales, Boeri propone que el crecimiento de grafito directamente en contacto con el líquido se produce hasta que el nódulo tiene un tamaño de 6 μm (Boeri, 1989). A partir de ese momento, se asume que el grafito es alcanzado por un brazo de austenita y rodeado por ésta, por lo que su crecimiento comienza a producirse por difusión del carbono desde el líquido hacia el grafito, a través de la austenita. Para el crecimiento del grafito en contacto con la austenita, se parte de la fórmula utilizada por (Su, et al., 1984)(ecuación 2.9), que plantea el crecimiento del grafito controlado por la difusión del carbono a través de la austenita en un proceso cuasi-estacionario, y que responde a la teoría uninodular descrita anteriormente. Boeri modificó la ley de crecimiento del grafito en contacto con la austenita al tener en cuenta la interacción entre los granos en crecimiento a través del factor $(1 - f_s)^{2/3}$ (Boeri, 1989):

$$\dot{r} = \frac{c^{\gamma/l} - c^{\gamma/gr}}{c_{gr} - c^{\gamma/gr}} D_C^{\gamma} \frac{\rho_{\gamma}}{\rho_{gr}} \frac{(1-f_s)^{2/3}}{r(1-\frac{r}{s})}, \quad (\text{Ecuación 2.13})$$

donde \dot{r} es el radio de la cápsula de austenita (ver Figura 2-9).

Para tener en cuenta que según la teoría plurinodular la austenita no es una envoltura esférica y, por lo tanto, sólo las porciones más delgadas de la envoltura de austenita que separa al nódulo del líquido contribuirán al crecimiento del grafito por difusión, se afecta la fórmula anterior por un factor de 0,9 con lo cual se disminuye la velocidad de crecimiento (ver Figura 2-10).

Adicionalmente, se asume que la relación entre el radio de la austenita y el del grafito es 1,89. Este valor fue encontrado por (Wetterfall, et al., 1972) quienes midieron el radio máximo y mínimo de las envolturas de austenita que encapsulan los nódulos de grafito en muestras templadas de fundición nodular, dando como resultado final un promedio de estos radios máximos y mínimos:

$$\dot{r} = 1.911 \frac{C^y/l-C^y/gr}{C_{gr}-C^y/gr} D_C^y \frac{\rho_y}{\rho_{gr}} \frac{(1-f_s)^{2/3}}{r}. \quad (\text{Ecuación 2.14})$$

El modelo considera una relación constante entre la cantidad de austenita y la cantidad de grafito, sin depender del sobre-enfriamiento. La relación está dada por la regla de la palanca aplicada al equilibrio eutéctico:

$$REAG(\%) = \frac{100-C_E}{C_E-C_{TE}}, \quad (\text{Ecuación 2.15})$$

Siendo la fracción de grafito en un determinado elemento de volumen:

$$f_{gr} = \sum_1^k \frac{4}{3} \pi N_k r_k^3, \quad (\text{Ecuación 2.16})$$

donde el valor de k es igual al número de radios de nódulos diferentes que existen en el elemento de volumen debido a que la nucleación no es instantánea. Por último, la fracción de austenita se calcula en función de la del grafito como:

$$f_y = f_{gr}(REAG), \quad (\text{Ecuación 2.17})$$

y la fracción sólida resulta:

$$f_s = f_{gr}(1 + REAG). \quad (\text{Ecuación 2.18})$$

En trabajos posteriores se ha logrado refinar este modelo para lograr determinar la cantidad de austenita en forma de dendritas de manera más exacta, el modelo fue desarrollado por Dardati en el 2005 y es descrito a fondo en (Dardati, 2005). En este trabajo no se realiza la descripción del modelo, pues (Dardati, et al., 2009) lograron demostrar que no existen grandes diferencias al utilizar ya sea el modelo de Su (Su, et al., 1984), Boeri (Boeri, 1989) o Dardati (Dardati, 2005) y teniendo en cuenta que la simplicidad del modelo de Boeri permite alcanzar buenos resultados, se prefiere afinar el modelo existente y no generar nuevos modelos que pueden llevar a implementaciones engorrosas sin tener una diferencia sustancial en cuanto a resultados.

Finalmente, es necesario indicar que la diferencia más notable entre las teorías uninodular y plurinodular radica en el tamaño final de los nódulos de grafito. Para la teoría uninodular, al

comienzo de la nucleación se asume que el grafito es encapsulado por la austenita, de tal manera que el grafito no crece en contacto con el líquido y teniendo en cuenta que el coeficiente de difusión del carbono en la austenita, $D_C^y = 9 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$ (Boeri, 1989), es más bajo que el coeficiente de difusión del carbono en el líquido, $D_C^l = 5 \times 10^{-10} \text{ m}^2/\text{s}$ (Boeri, 1989), su cinética de crecimiento será menor debido a que los nódulos de estos se desarrollan por la difusión de carbono a través de la envoltura de austenita. Adicionalmente, se ha comprobado que el crecimiento de los nódulos de grafito a partir de la nucleación inicial y hasta llegar a un tamaño de $6 \mu\text{m}$, resulta ser para la teoría plurinodular aproximadamente el doble en relación a la teoría uninodular, tomando en cuenta un lapso de tiempo (t) igual a un segundo (Chiarella, 2005).

2.5. Formulación Térmica-Microestructural

En cuanto a la modelación numérica, la estructura de un sólido y su comportamiento frente a los diversos procesos que sobre él se realicen puede analizarse a diferentes niveles, ya sea nano, micro o macro mecánico. Hay muchos problemas que no pueden ser tratados con la profundidad y exactitud suficientes si no se emplea más de un nivel de análisis, como es el caso del proceso de solidificación de una aleación. Actualmente en dicho proceso es normal que el análisis del transporte de calor y de masa (convección y macrosegregación) en la pieza se realice mediante la resolución de ecuaciones continuas a nivel macroscópico, pero se estudia además la evolución de la microestructura a través de leyes fenomenológicas que rigen la nucleación y el crecimiento de las diferentes fases que intervienen en el proceso.

Las primeras simulaciones del proceso de solidificación fueron realizadas desde un punto de vista estrictamente macroscópico. Para considerar el enfriamiento de una pieza de fundición, si sólo se considera la propagación del calor por conducción, se puede expresar la ecuación de la energía de la siguiente forma (Celentano, 1994):

$$\rho c \dot{T} = \nabla \cdot (k \cdot \nabla T), \quad (\text{Ecuación 2.19})$$

Siendo ρ la densidad, c el calor específico, k la conductividad, T la temperatura, ∇ el operador gradiente y el punto sobre una variable indica derivada temporal. Para esta ecuación, deben considerarse además las correspondientes condiciones iniciales y de contorno. Si el proceso de enfriamiento está acompañado de fenómenos de cambio de fase, es preciso agregar un término a la ecuación (2.19) de manera que se obtenga:

$$\rho c \dot{T} + \rho L \dot{f}_{pc} = \nabla \cdot (k \cdot \nabla T), \quad (\text{Ecuación 2.20})$$

Donde L es el calor latente específico correspondiente al cambio de fase y f_{pc} es la función de cambio de fase o fracción volumétrica líquida ($0 \leq f_{pc} \leq 1$).

Para el caso del proceso de solidificación, la función de cambio de fase f_{pc} viene dada por $1 - f_s$, siendo f_s la fracción sólida. Luego, f_s es la suma de f_γ (fracción de austenita) y f_{gr} (fracción de grafito), por cuanto:

$$\dot{f}_{pc} = -(\dot{f}_\gamma + \dot{f}_{gr}). \quad (\text{Ecuación 2.20})$$

La resolución numérica de la ecuación de calor permite seguir la posición de la intercara sólido-líquido en una pieza durante su enfriamiento. Esto hace factible, por ejemplo conocer las últimas zonas en solidificar, lo que permite inferir la posibilidad de macrosegregaciones y de rechupes. Por otra parte, las curvas de enfriamiento obtenidas por medio de análisis puramente macroestructurales se calculan con la liberación del calor latente según funciones simples, generalmente lineales, de la temperatura y esto hace que no sea posible la simulación del fenómeno de recalcancia.

Los análisis a nivel puramente macromecánico no pueden predecir parámetros microestructurales tales como tamaño de grano, espaciamiento eutéctico o dendrítico ni tipo y porcentajes de fases, todos de gran influencia en las propiedades mecánicas del material. Estos aspectos sólo pueden estudiarse a través de la formulación de un modelo microscópico.

Los diferentes modelos microscópicos que se han formulado para tratar el problema de solidificación de metales no dan, normalmente, la función de cambio de fase en forma explícita, sino su variación temporal como función de las variaciones temporales de las distintas variables de estado independientes. Por ejemplo, en problemas de solidificación equiaxial se puede escribir, de acuerdo a lo citado en (Dardati, 2005):

$$\dot{f}_s = A_N \dot{N} + A_R \dot{r}, \quad (\text{Ecuación 2.21})$$

Siendo N la densidad de grano, y r el radio promedio de grano (su derivada temporal es la velocidad de crecimiento). Los distintos modelos difieren en las leyes adoptadas para la nucleación, que puede ser continua, simultánea, etc., y aquellas establecidas para el crecimiento de grano, que puede tener en cuenta o no la difusión del soluto, puede depender del sobreenfriamiento, etc.

La presente formulación térmica-microestructural puede verse como la combinación de dos problemas diferentes e interdependientes; por un lado, se tiene el “problema macroscópico” regido por la ecuación de la energía, y por otro lado el “problema microscópico” gobernado por el modelo microestructural. Evidentemente, ambos problemas están fuertemente acoplados y, en general, presentan alto grado de no linealidad. La resolución de dicha formulación es realizada en forma numérica a través de una discretización espacio-temporal llevada a cabo en el contexto de los métodos de elementos y diferencias finitas, respectivamente, conforme a lo aludido en (Celentano, 1994). Los problemas macro y microscópicos se resuelven en forma alternada en la misma discretización espacio-temporal a través de un esquema que conserva el grado de acoplamiento de la formulación, el que se indica en (Dardati, 2005).

2.6. Conclusiones

En el proceso de solidificación de fundiciones de hierro existe una transformación desde el estado líquido hasta el sólido que puede cambiar según la composición química con la que se trabaje. Cuando el material se encuentra líquido, el carbono tiene una solubilidad completa en el Hierro pero al perder temperatura esta solubilidad disminuye, lo cual genera que se creen

puntos de aglomeración del carbono formando estructuras de grafito. Para obtener un hierro nodular es necesario realizar tratamientos químicos con elementos como el magnesio y el cerio para reforzar el crecimiento esférico al inactivar elementos como el oxígeno y el azufre que propician un crecimiento laminar. A medida que la temperatura va disminuyendo se inicia el proceso de transformación de fase y se empieza la unión ente los nódulos de grafito y la austenita que solidifica (célula eutéctica). La forma en que esta unión ocurre ha generado dos teorías diferentes de crecimiento: la teoría uninodular y la plurinodular.

Después de realizar una revisión de los avances que se han realizado numéricamente, es claro que existen numerosos modelos que permiten la simulación de la solidificación a nivel microestructural del hierro nodular. Sin embargo, todos los modelos están basados en condiciones ideales y han sido validados con pruebas de laboratorio, lo cual dificulta su transferencia a un nivel industrial. Una de las principales deficiencias es que tanto para la teoría uninodular como para la plurinodular, los modelos implementados toman al grafito como esfera perfecta en donde resulta grafito 100% nodular, debido a que los modelos utilizados para el crecimiento toman una difusión pareja a través de todo el núcleo inicial de grafito y no tienen en cuenta que la forma final depende de la aureola de austenita que se forme alrededor de ellos (Zhou, 2009).

2.7.Tablas

Tabla 2-1. Tipo de encapsulamiento de la austenita y geometría resultante del grafito (Zhou, 2009).

Capsula de Austenita	Proceso de crecimiento del grafito	Forma del grafito
Envolvimiento rápido		
Envolvimiento lento		
Sin envolvimiento		

2.8. Figuras

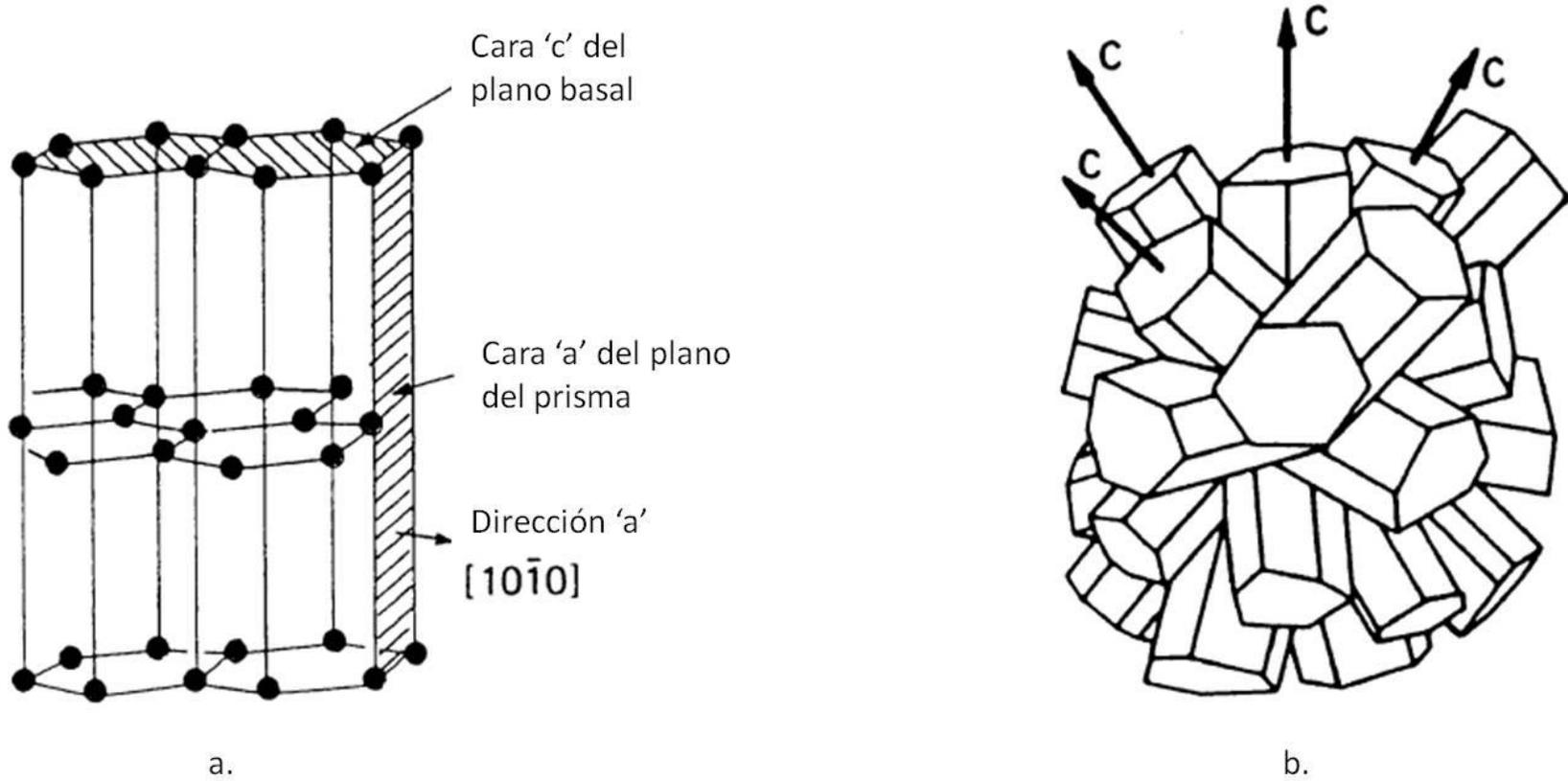


Figura 2-1. Crecimiento del grafito. a) Estructura cristalina b) crecimiento típico de nódulos. (Skaland, et al., 1993)

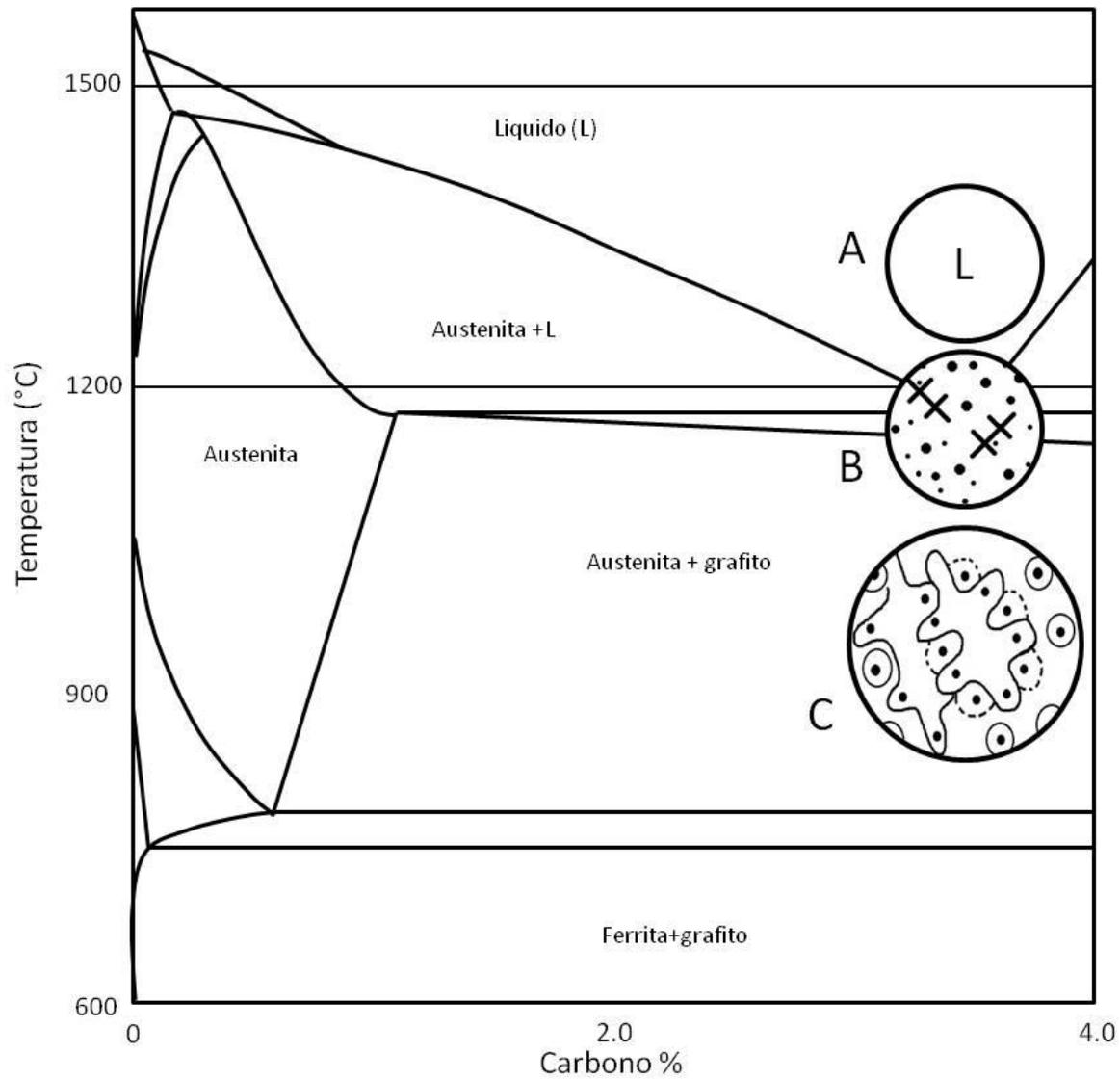


Figura 2-2. Diagrama de fases Fe-e₃C, indicando el proceso de solidificación de hierro nodular hipereutético.

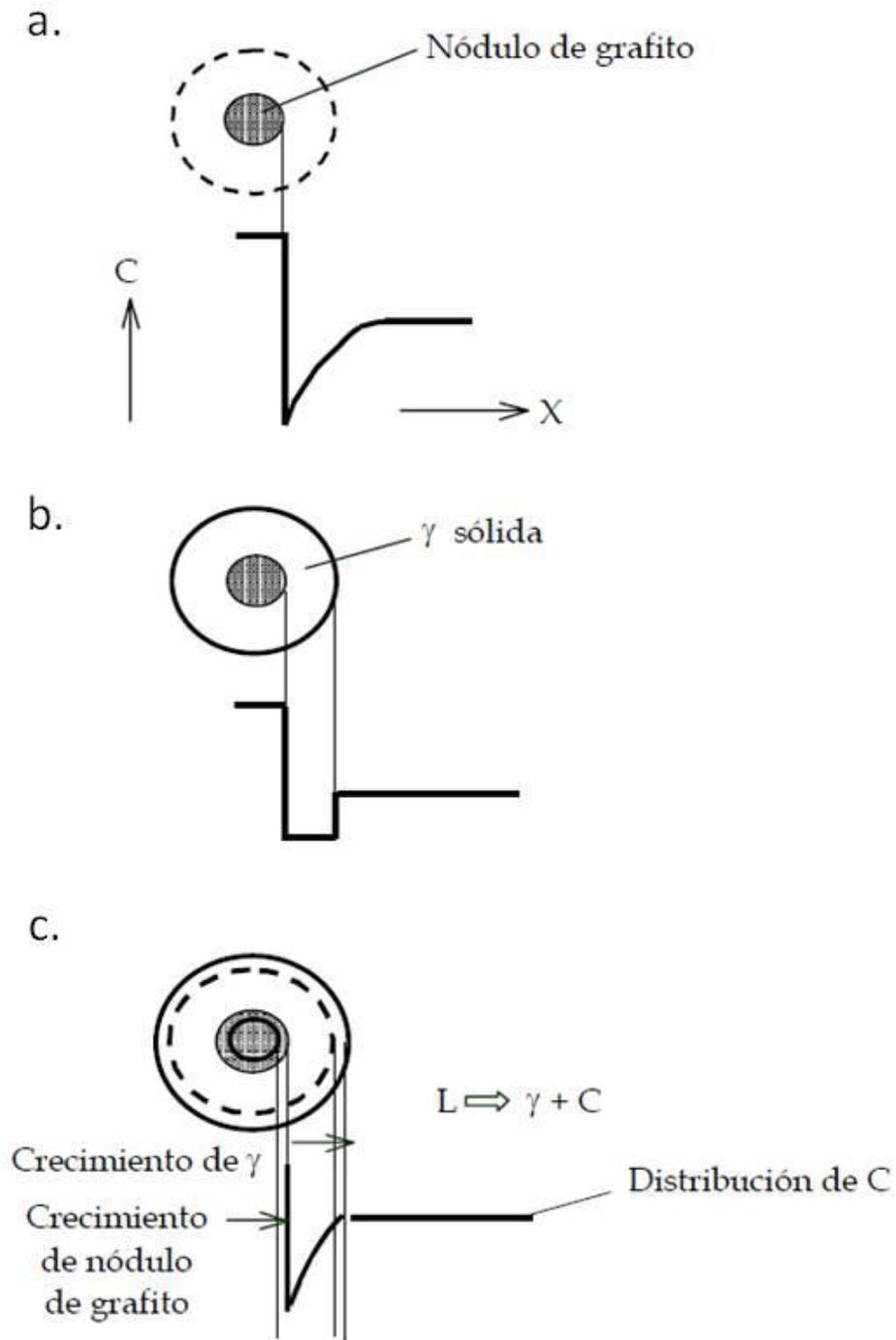


Figura 2-3. Crecimiento isotérmico de un nódulo de grafito dentro de una cápsula sólida de austenita, y que crece a partir de ella con interfase lisa (a) solidificación de fase proeutéctica: crecimiento de nódulo de grafito en contacto con el baño, (b) solidificación eutéctica: encapsulamiento de austenita, (c) crecimiento del nódulo de grafito dentro de la envoltura de austenita sólida (Chiarella, 2005).

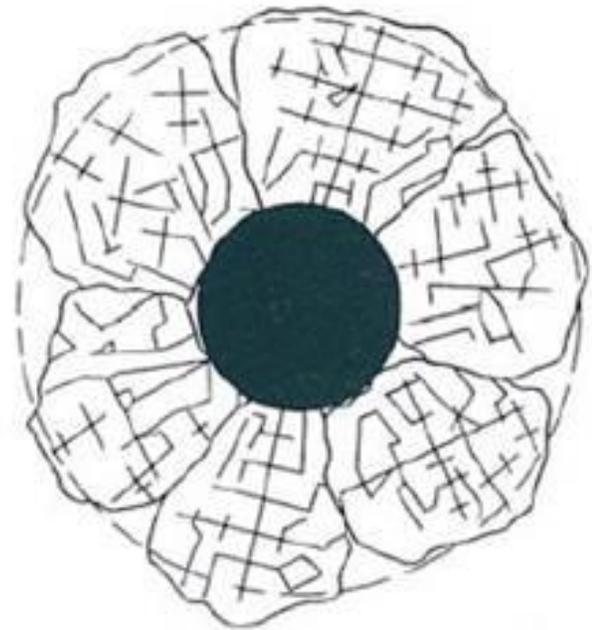
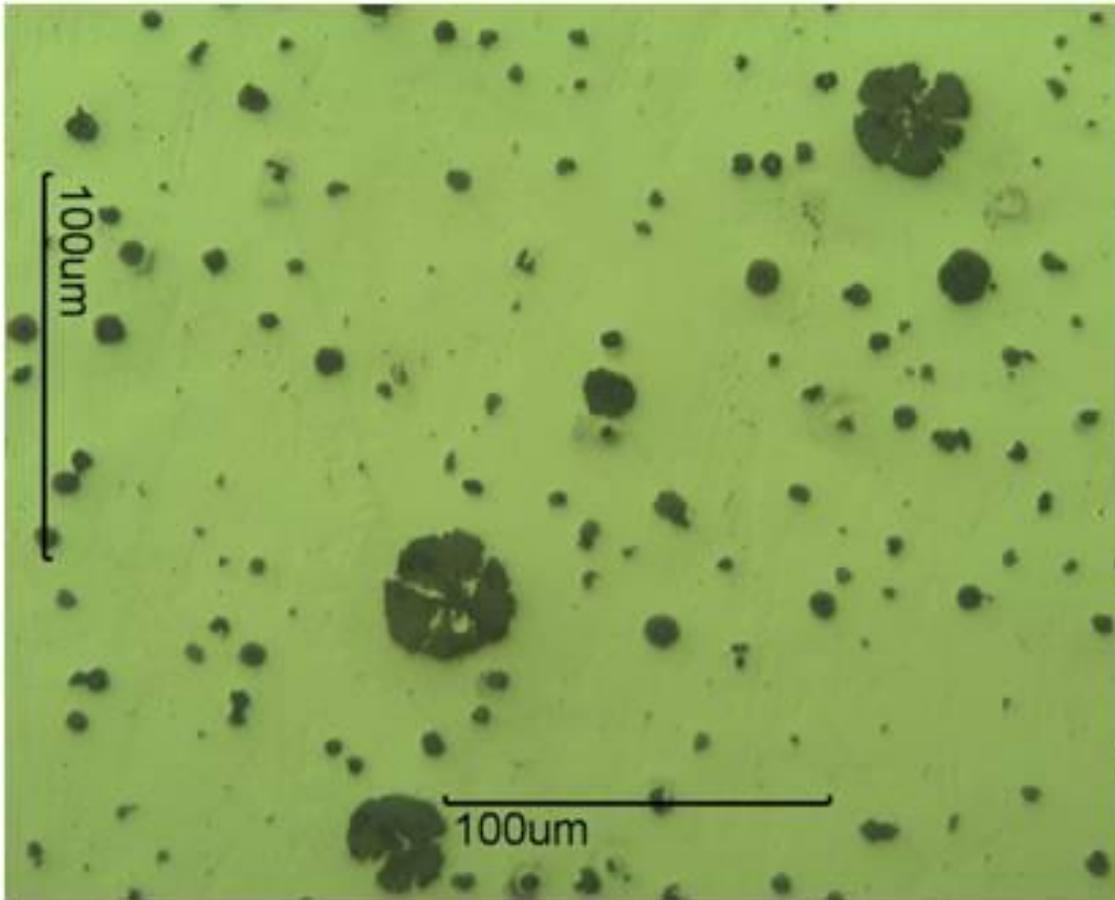


Figura 2-4. Crecimiento de los nódulos en forma de pétalos según la cantidad de austenita que los rodea (Zhou, 2009).

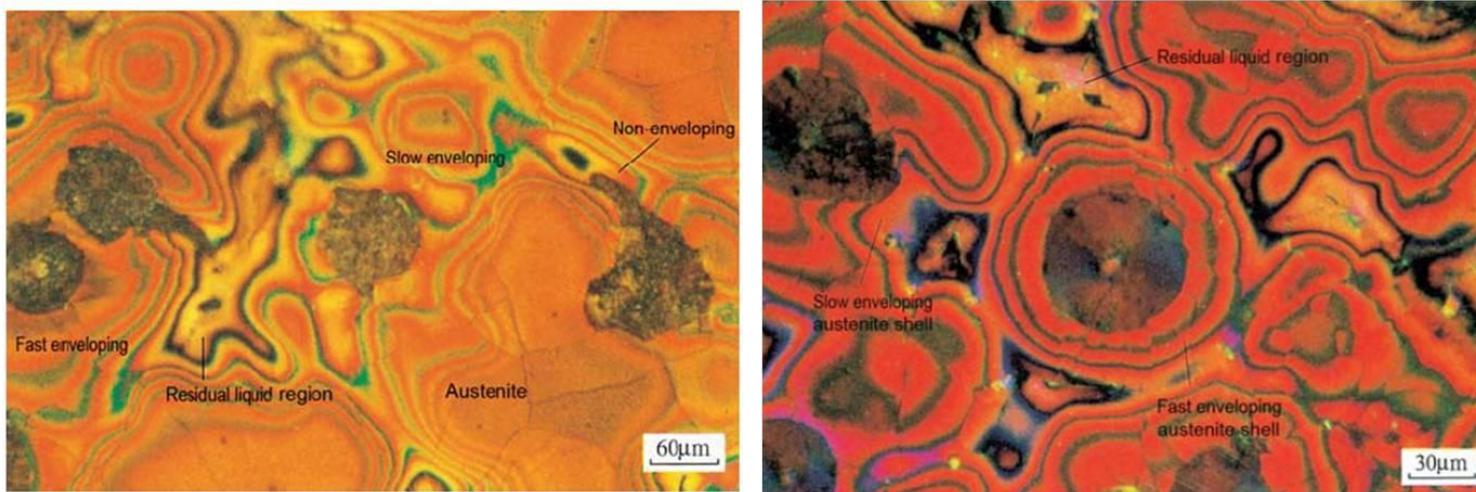


Figura 2-5. Evidencia experimental de la relación entre el encapsulamiento y la geometría del grafito (Zhou, 2009).

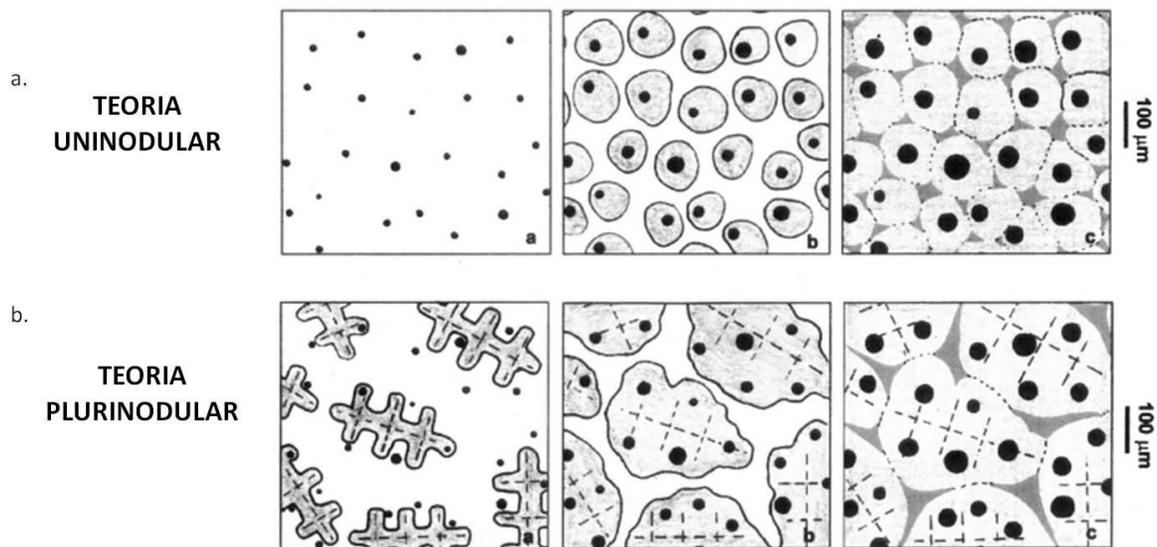


Figura 2-6. Proceso de solidificación según: a) teoría uninodular b) teoría plurinodular (Rivera, et al., 2002).

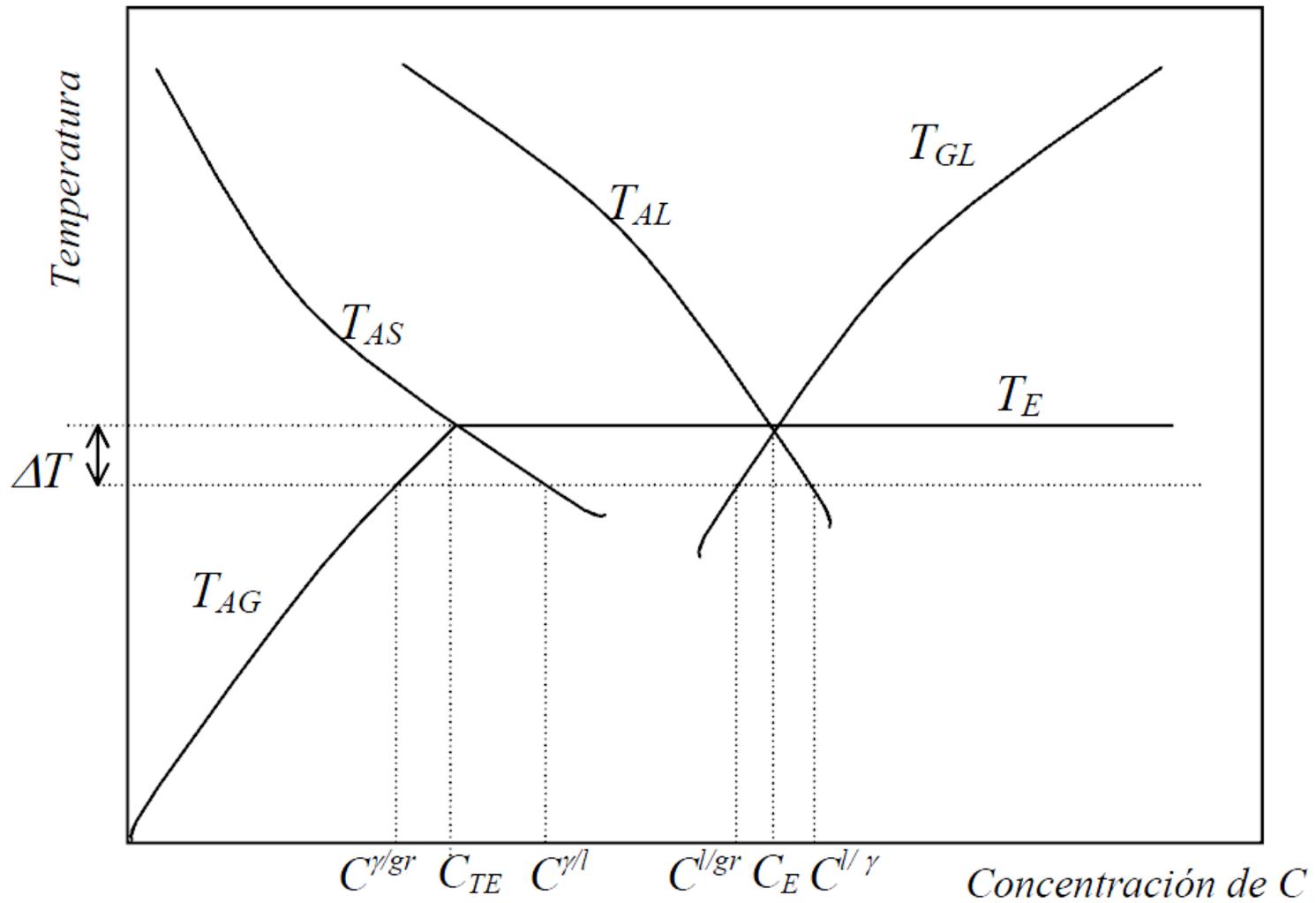


Figura 2-7. Esquema de la región eutéctica de un diagrama Fe-C-Si para un determinado porcentaje de Si (Dardati, 2005).

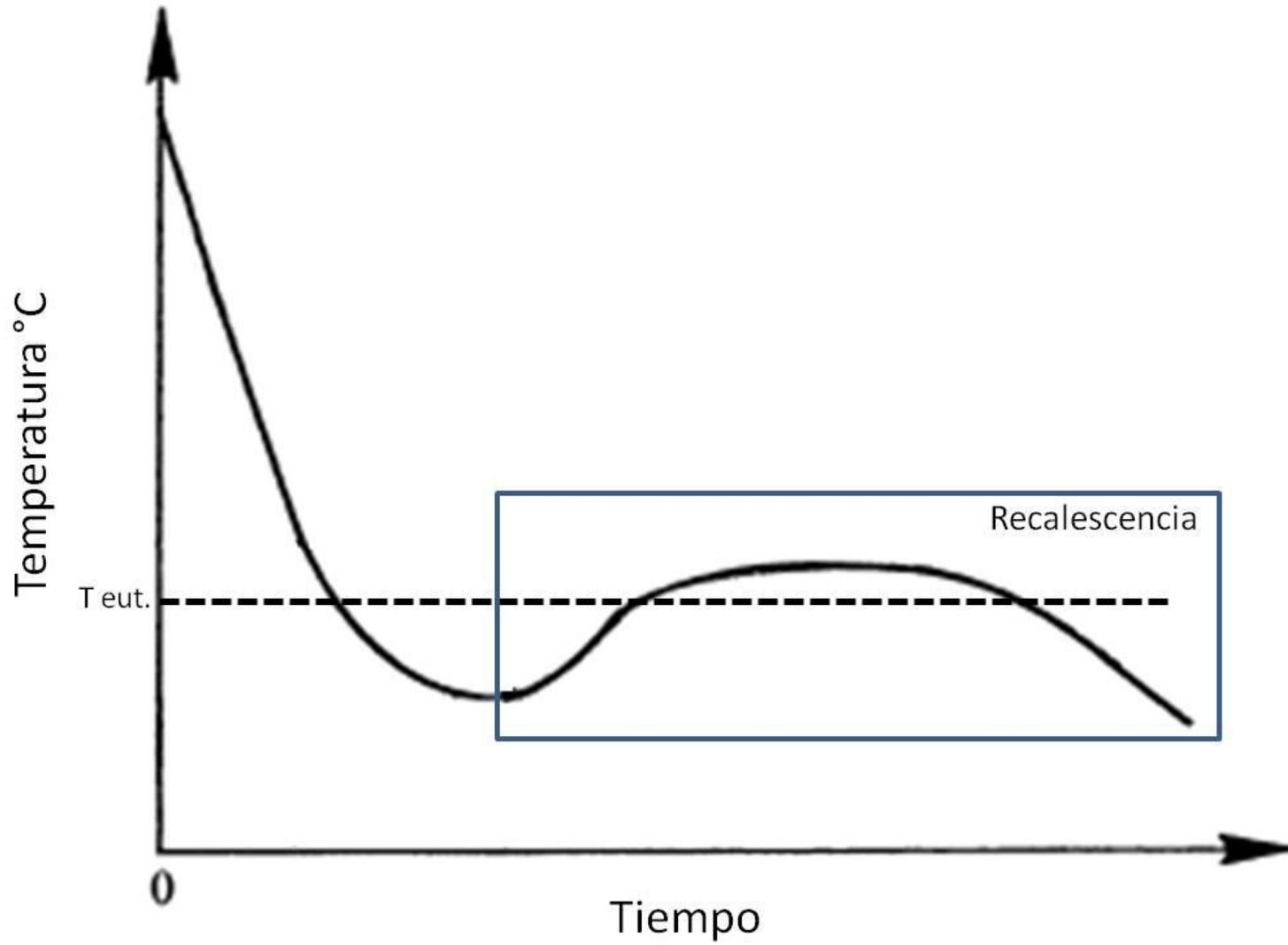


Figura 2-8. Grafica Temperatura vs Tiempo en donde se evidencia la recalescencia.

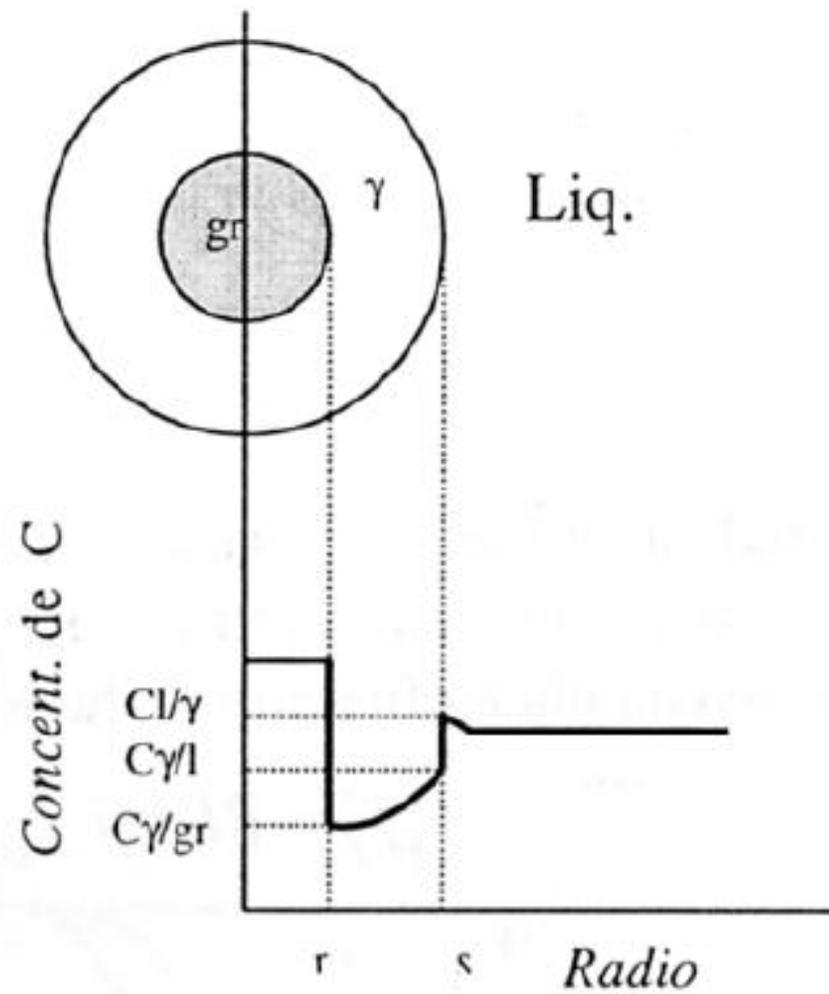


Figura 2-9. Distribución de la concentración de carbono en el nódulo de grafito y la cápsula de austenita (Dardati, 2005)

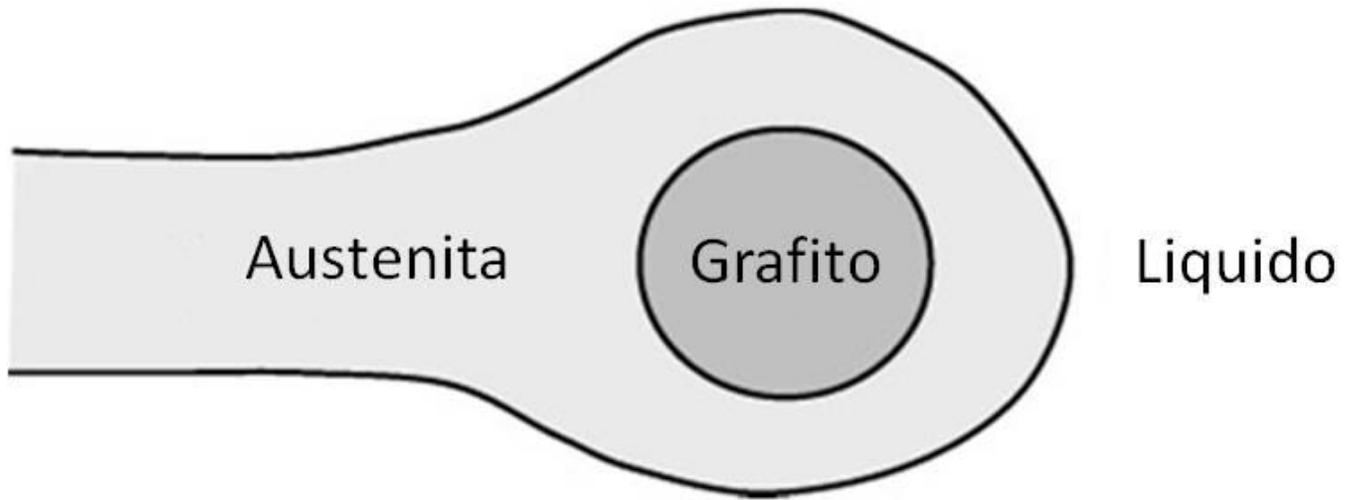


Figura 2-10. Nódulo de grafito envuelto por austenita (Celentano, et al., 2008)

3. EFECTO DEL PROCESAMIENTO EN LAS CARACTERÍSTICAS DEL HIERRO NODULAR.

Como se presentó en el capítulo anterior, las propiedades mecánicas de las fundiciones nodulares dependen de la microestructura de la matriz y de las características morfológicas del grafito. Una característica que se puede vigilar fácilmente es la morfología de la matriz, porque dependiendo de la aplicación final de la pieza a fabricar se puede controlar la velocidad de enfriamiento o se pueden adicionar elementos de aleación que ayuden a obtener la matriz deseada. Aún así, las características morfológicas del grafito se obtienen durante su solidificación y no es posible modificarlas con posteriores tratamientos térmicos (Grong, et al., 1993).

Tanto el conteo de nódulos como la nodularidad (grado de redondez) se obtienen mediante tratamientos químicos en estado líquido (Heine, 1967) (Mesa Grajales, 2004) y a nivel industrial puede ocurrir un fenómeno de desvanecimiento o *fading*, en el cual debido al tiempo que se demora el proceso hasta vaciar la colada en los moldes, se pierden puntos de nucleación del grafito y el magnesio pierde su efecto dando paso a un menor conteo y al crecimiento de grafito en forma de hojuelas.

Actualmente existen muchos estudios que evalúan la influencia del proceso de *fading* en la morfología de los nódulos de grafito, pero la mayoría de ellos se llevan a cabo bajo condiciones de laboratorio (Gundlach, 2006) (Imasogie, et al., 2004) (Gonzaga, et al., 2009) (Perdersen, et al., 2008) (Bockus, et al., 2009) lo cual deja aparte variables como la pérdida de temperatura de la colada durante el vaciado en diferentes moldes.

En este capítulo se muestra la metodología experimental seguida para evaluar cómo se ven afectadas las características morfológicas del grafito con la variación de cuatro parámetros a nivel industrial: *i)* tiempo transcurrido después de nodulización, *ii)* tiempo transcurrido después de inoculación, *iii)* Temperatura de vaciado y *iv)* velocidad de enfriamiento.

3.1. Metodología Experimental

En el proceso de fusión se utilizó un horno de inducción con capacidad máxima de 1200 kg y una vez se ha logrado el ajuste de los elementos base (carbono y silicio) se mantiene la temperatura en 1550°C en promedio. La preparación de la colada se realiza en las siguientes etapas:

- Carga del horno

Para la elaboración del hierro base se cargó el horno con un 60% de acero laminado en frío y un 40% de material de retorno de acuerdo al lote de producción. Mientras ocurre el proceso de fusión se agrega grafito y FeSi para lograr una composición inicial como se observa en la Figura 3-1. Cuando la colada alcanza una temperatura entre 1300°C y 1450°C se toma una muestra, para determinar la composición química mediante un eutéctómetro (Figura 3-2) y de acuerdo a los datos obtenidos se realiza un ajuste del carbono y/ o del silicio.

- Nodulización e Inoculación

La reacción de nodulización se realiza mediante el método de sándwich, donde una vez precalentada la piqueta se deposita 1.1% de ferro-silicio-magnesio que se cubre con un material retardante de la reacción, disminuyendo así la cantidad de escoria y la rápida evaporación del Mg. Al mismo tiempo, se carga Fe-Si en la cuchara para generar una primera inoculación en la colada y se deposita ésta en lotes de 300 kg (capacidad de la piqueta), iniciando la reacción de nodulización (Figura 3-3).

- Post-Inoculación y Vaciado

Terminada la reacción de nodulización, se tienen 10 minutos para dividir la colada en cucharas de 100 kg (Figura 3-4a) y vaciar. La post-inoculación se realiza en la cuchara de vaciado con 0.3% de Fe-Si para evitar la formación de carburos. Este proceso produce escoria, por lo cual es necesario retirarla antes de llenar los moldes en producción (Figura 3-4b). Si llegase a sobrar material, ya sea porque no es suficiente para llenar un molde o

el tiempo máximo se cumplió, el material remanente en la cuchara se debe lingotear para reintegrarse al proceso como material de retorno.

Al tener lista la colada en el horno de inducción, se obtuvo una muestra del hierro base para su caracterización química. Para tener una buena lectura de los elementos es necesario que no exista carbono libre, por lo cual es necesario realizar un enfriamiento rápido de la colada para obtener cementita (Fe_3C) en la mayoría de la estructura (AFS, 1993). Este proceso se realiza mediante el vaciado de la colada en un molde metálico que facilita el gradiente térmico (Figura 3-5 a) y genera una rápida solidificación. Después, el molde se abre y se procede a completar el enfriamiento de la pieza al sumergirla en agua. El producto final es una moneda de hierro blanco como se puede observar en la Figura 3-5 b.

La temperatura se tomó mediante un pirómetro ElectroNite (termopar K) en cada paso del proceso productivo, es decir, la temperatura en: i) el horno, ii) la piquera después de nodulización, iii) la cuchara antes de post-inocular y iv) temperatura después de escoriar la colada final (Figura 3-6). Estas temperaturas se tomaron con el fin de conocer la historia térmica de la colada antes de ser vaciada en los moldes.

Para evaluar el efecto del desvanecimiento de los tratamientos químicos, se registraron tiempos desde el inicio de cada proceso. Mediante un cronómetro se tomó el tiempo de nodulización desde el momento en que terminó la reacción por un lapso de tiempo hasta 20 minutos. De la misma manera, se registra el tiempo desde el momento en que se remueve la escoria de la colada final hasta que transcurren los 10 minutos permitidos para el vaciado de una producción en la empresa Furima S.A.

Los cambios que tiene el hierro nodular en los lapsos de tiempos descritos anteriormente son capturados al vaciar la colada en monedas (figura 3-5) para realizar un choque térmico y evidenciar la evolución del grafito en cada vaciado realizado. Adicionalmente se realizaron vaciados en moldes con forma de escalón como los propuestos por (Kim, et al., 2009) en sus ensayos que permitieron la evaluación de la velocidad de enfriamiento al variar el espesor de la pieza (Figura 3-7). Estos moldes fueron construidos en arena para

realizar matachos o “cores”, porque presentan una mayor rigidez. Para evitar la ruptura del molde por la expansión gráfica se depositaron en una caja, la cual se llenó posteriormente de arena de moldeo.

Se llenó un molde por minuto desde la remoción de escoria hasta cumplirse 10 minutos después de la inoculación, tomando la temperatura de la colada en la cuchara antes de vaciar. Al obtener 10 moldes, se espero a los minutos 15 y 20 después de nodulización para realizar el llenado de moldes en los respectivos tiempos.

3.2. Métodos de Caracterización

Se determinaron mediante pruebas de laboratorio las características básicas tanto de los materiales utilizados para la fabricación de fundiciones de hierro nodular, como de los materiales fundidos producidos, para determinar sus características químicas, metalográficas y mecánicas.

3.2.1. Caracterización química

Para determinar los principales elementos químicos encontrados tanto en materias primas como en productos terminados se hizo uso de la técnica de espectroscopia por emisión óptica.

Estas pruebas se realizaron en el equipo espectrómetro de emisión óptica marca Shimadzu, modelo: oes 5500. La superficie mínima requerida de muestra para el ensayo es de aproximadamente 1 cm².

3.2.2. Caracterización metalográfica y morfológica

Mediante un análisis metalográfico se puede conocer la distribución de la matriz metálica y la morfología de los nódulos de grafito en las muestras analizadas. La evaluación de

estas características es importante, porque de esto dependen las propiedades mecánicas y finalmente la calidad de las fundiciones de hierro nodular.

El análisis se realizó en la última zona de solidificación de las piezas, debido a que se espera que ésta posea la mayor cantidad de defectos. Es importante resaltar que se evitó la selección de una zona cercana al borde porque se puede presentar un aumento en el conteo de los nódulos al ocurrir una velocidad de enfriamiento mayor en comparación a la que experimenta toda la pieza (Gundlach, 2006).

La determinación del último punto de solidificación se realizó mediante la simulación de la solidificación de las piezas en el software SolidCast®. Posteriormente las piezas fueron extraídas de los moldes y para facilitar el proceso metalográfico, se montaron en baquelita.

El proceso metalográfico siguió la norma ASTM E3 (ASTM, E3-O1), como pasos generales se tiene: i) el proceso de desbaste, ii) el proceso de pulido, iii) ataque químico y iv) el análisis de las imágenes.

El desbaste de las probetas se realizó con lijas con granulometrías entre 100 y 600 granos por pulgada lineal. Inicialmente el desbaste se realizó en una máquina pulidora Bühler con las lijas 100 y 200. Para evitar el desprendimiento de nódulos de la matriz metálica se continuó el desbaste manualmente con lijas 400, 500 y 600 utilizando como lubricante Kerosene y cera.

El siguiente paso fue la obtención de una superficie de espejo en la probeta. Esto se logra al pasar por un proceso de pulido en paños de pelo largo y pelo corto utilizando alúmina de 1 μ m y una mezcla de alúmina de 0.5 μ m con Silica gel respectivamente.

Se adquirieron imágenes en tres sectores de la probeta con el microscopio metalográfico Leitz Metallux II y la cámara Motic cam 2500. Estas imágenes fueron procesadas con el programa Motic Images Advanced 3.2 que permite realizar una segmentación de las imágenes (Figura 3-8) para realizar un conteo de nódulos exacto. El resultado arrojado por el programa es posteriormente filtrado, al eliminar partículas cuya área fuera inferior

al 20% del área promedio del total de los nódulos. Finalmente el conteo de nódulos por milímetro cuadrado fue determinado mediante:

$$\text{conteo de nodulos} = \frac{\text{número de nodulos}}{\text{área de la imagen}}. \quad (\text{Ecuación 3.1})$$

Entre otros resultados que arroja el análisis de imágenes se encuentra el grado de redondez y el porcentaje de porosidad. El grado de redondez es el factor de forma que establece qué tan cercano al círculo se encuentra la imagen 2D tomada al nódulo y está determinado por:

$$\text{Grado de redondez} = \frac{4\pi * \text{Area}}{\text{perimetro}^2}. \quad (\text{Ecuación 3.2})$$

En este punto es importante resaltar que al determinar matemáticamente la cercanía que tiene la forma de un nódulo de grafito al círculo, se obtiene un valor inferior al que se alcanzaría si la evaluación se realizara por el método tradicional de comparación visual, porque estos resultados son subjetivos según la experticia del evaluador. En la figura 3-9 se pueden observar diferentes nódulos con su grado de redondez. En la primera imagen se ve un nódulo que de ser evaluado tradicionalmente se hubiera tomado una redondez de 100% pero matemáticamente la nodularidad es del 85%. Es por esto que investigadores ya han determinado qué grado de redondez matemático genera la división entre los diferentes tipos de hierro. Un hierro se considera nodular cuando tiene una nodularidad entre 100 y 65%, se considera compacto o vermicular cuando se encuentra entre el 65% y el 45% y valores por debajo se toma el hierro como gris (Sheikh, et al., 2005) (Imasogie, et al., 2004).

3.3. Resultados y Análisis

3.3.1. Caracterización química

La caracterización química de las diferentes coladas se muestra en la tabla 3-1. El contenido de hierro resulta de un balance de elementos mostrados en la tabla. Teniendo en cuenta el contenido de carbono y de silicio, se obtiene un CE igual a 4,4% lo cual hace que esta aleación sea ligeramente hipereutéctica, porque la diferencia es tan baja, se puede tomar en cuenta estos resultados para hacer una comparación con resultados obtenidos de simulaciones realizadas con los modelos anteriormente descritos (modelo eutéctico).

3.3.2. Cambio en las temperaturas de vaciado

Las mediciones de temperatura realizadas en cada una de las coladas muestran que existe una pérdida de temperatura considerable desde el momento en que la colada sale del horno hasta que se realiza el tratamiento químico de inoculación, diferencia equivalente a un $\Delta T \approx 135^\circ\text{C}$, tal y como se aprecia en la Figura 3-10. A partir de este momento la temperatura desciende con un comportamiento prácticamente linealmente hasta alcanzar 1180°C en el minuto 21, lo cual facilita el proceso de ajuste a la velocidad de extracción de calor en la cuchara para las simulaciones realizadas, que se presentan en capítulos posteriores.

Por otra parte, se puede observar que incluso pasados 18 minutos después de la inoculación, la temperatura de la colada no ha pasado la temperatura de transformación eutéctica (1162°C) pero al ser ligeramente hipereutéctica al vaciar el último molde empieza a existir una pequeña proporción de fase sólida, que al ser calculada con la regla de la palanca indica que su presencia es de 9.47% lo cual dificulta el llenado del último molde.

3.3.3. Caracterización morfológica y metalográfica

3.3.3.1. Monedas enfriadas rápidamente

Teniendo en cuenta la figura 3-10, se deseaba conocer la microestructura presente en la colada en cada punto de temperatura tomado, por lo cual se realizó un proceso de enfriamiento rápido (*chill*). Aún así, debido a condiciones de planta, el enfriamiento no fue lo suficientemente rápido para producir un temple de las muestras generándose una solidificación inicial debido al choque térmico con la coquilla del molde con una posterior solidificación rápida al depositar las muestras en agua.

Las microestructuras obtenidas se pueden observar en la Figura 3-11, en donde adicionalmente se muestra la temperatura de vaciado. Debido a la solidificación en el molde metálico, la microestructura revelada representa la estructura que se obtiene al ingresar un enfriamiento adicional por la solidificación en el molde metálico, el cual se estima alrededor de 210°C. Se puede observar desde temperaturas altas ($T \approx 1190^\circ\text{C}$) la presencia de dendritas de austenita lo cual confirma la teoría plurinodular y la modelación propuesta por Boeri (Boeri, 1989). A medida que la temperatura fue disminuyendo, se encontró un aumento de la cantidad de núcleos presentes en las muestras con un crecimiento en forma de brazos o pétalos de rosa lo cual confirma la teoría expuesta por (Zhou, 2009) en donde la forma final del nódulo depende de la velocidad de encapsulación del grafito por la austenita.

3.3.3.2. Molde en Escalón

En la Figura 3-12 se pueden observar los últimos puntos de solidificación de cada espesor del molde. En cuanto a la caracterización realizada al grafito existen dos ítems a evaluar: el conteo de nódulos existentes en la muestra y el grado de redondez que presentan estos. Una muestra de las diferentes imágenes metalográficas adquiridas mediante microscopía óptica se encuentra en la Figura 3-13 donde se puede observar la evolución del grafito con el tiempo de vaciado.

La Figura 3-14 muestra la variación del conteo de nódulos con la temperatura de vaciado. En ella se observa que, para un espesor definido, el conteo de nódulos presenta un incremento hasta que la colada alcanza una temperatura de 1319°C. En este momento y durante la disminución de 90°C se da una pérdida de puntos de inoculación reflejada en menor conteo de nódulos. A partir de 1293°C se presenta un nuevo incremento de conteo de nódulos hasta llegar a una disminución pronunciada a una temperatura de 1230°C (15 minutos después de la inoculación). La diferencia existente entre el conteo de nódulos se puede deber al sobreenfriamiento experimentado en cada tiempo de vaciado, porque como se vio en el capítulo anterior, esta variable juega un papel importante al aportar la energía necesaria para generar el crecimiento de núcleos. También es importante notar que el conteo aumenta con una disminución del espesor de la pieza, debido a una mayor velocidad de enfriamiento, lo que genera más puntos de nucleación de nódulos de grafito.

El grado de redondez de los nódulos o nodularidad y su relación con el espesor de la pieza se presenta en la Figura 3-15. En ella se puede apreciar que a medida que el espesor de la pieza aumenta, la nodularidad va perdiendo estabilidad con la pérdida de temperatura debido al vaciado. En el espesor de 10 mm se presenta una nodularidad estable entre un 80% y 85%, comportamiento que varía para mayores espesores en donde la nodularidad incrementa en los primeros minutos después de la inoculación (1341°C), luego disminuye en promedio un 10% entre 1319°C y 1276°C para luego incrementar nuevamente hasta alcanzar una tendencia estable en valores cercanos a la redondez presentada en los primeros minutos. La caída de nodularidad presentada puede ser explicada por la teoría de (Zhou, 2009) porque un cambio en el sobreenfriamiento cambia la cinética de unión entre el grafito y la austenita, que finalmente genera cambios en la nodularidad con los diferentes vaciados. Adicionalmente se puede descartar un proceso de degradación o *fading*, pues en minutos posteriores al quinto se obtuvieron nódulos con un buen grado de redondez.

3.4. Conclusiones

Experimentalmente se evaluó la solidificación de un hierro nodular ligeramente hipereutéctico y al realizar enfriamientos rápidos a diferentes temperaturas de vaciado, se logró observar que incluso a altas temperaturas se empieza a precipitar dendritas de austenita primaria confirmando la teoría plurinodular.

En un proceso industrial existen variables como la temperatura de vaciado o el proceso de *fading* que afectan morfológicamente el grafito presente en hierros nodulares. Sin embargo, en el proceso productivo evaluado no se evidenció un desvanecimiento de los tratamientos químicos de inoculación y nodulización, pues se encontró valores similares de conteo y nodularidad en los primeros y últimos minutos en los que se realizaron vaciados. Sin embargo, entre los 5 y 9 minutos después del tratamiento de inoculación se obtuvieron variaciones en el comportamiento del conteo y la nodularidad.

En cuanto al conteo de nódulos se encontró que aumenta con una disminución del espesor de la pieza, debido a una mayor velocidad de enfriamiento, lo que genera más puntos de nucleación de nódulos de grafito con un menor radio. Esta velocidad puede variar el sobre-enfriamiento experimentado en cada vaciado, lo cual genera diferencias en un mismo espesor para el conteo de nódulos porque esta variable juega un papel clave al aportar la energía necesaria para generar el crecimiento de núcleos.

La caída de nodularidad presentada en el intervalo anteriormente mencionado puede ser explicada por la teoría de (Zhou, 2009) porque con un cambio en el sobreenfriamiento se cambia la cinética de unión entre el grafito y la austenita.

Con el fin de comprobar las explicaciones acá planteadas para el comportamiento del conteo y la nodularidad, en próximos capítulos se realizarán simulaciones que permitan verificar si las teorías de (Zhou, 2009) y el sobreenfriamiento juegan un papel importante en la morfología del grafito.

3.5. Tablas

Tabla 3-1. Composiciones químicas de las coladas realizadas.

Elemento	C	Si	Mn	S	P	Cr	Co	Mg	Fe
Colada A1	3,794	1,724	0,220	0,008	0,016	0,016	0,010	0,000	Bal
Colada A2	3,740	1,740	0,290	0,010	0,019	0,076	0,016	0,000	Bal
Colada A3	3,760	2,260	0,350	0,009	0,008	0,000	0,018	0,050	Bal
promedio	3,765	1,908	0,287	0,009	0,014	0,031	0,015	0,017	Bal

3.6. Figuras



Figura 3-1. Adición del grafito y Ferro-Silicio al hierro base.



Figura 3-2. Determinación de la composición química en el eutéctómetro.



Figura 3-3. a) División de la colada en piquera de 300 kg b) Reacción de nodulización



Figura 3-4. a) Post-inoculación b) Vaciado de la colada en los moldes de arena

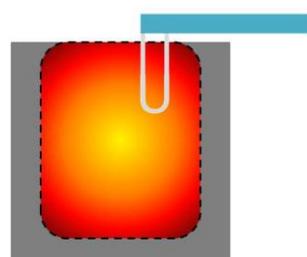
a.



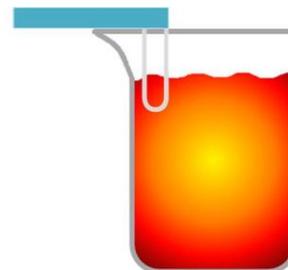
b.



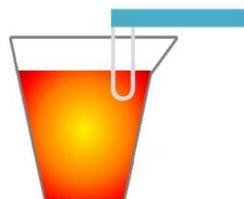
Figura 3-5. Probeta para análisis químico a) Molde metálico b) Muestra



a.



b.



c.

Figura 3-6. Toma de temperaturas. a) Horno de inducción b) piquera c) cuchara

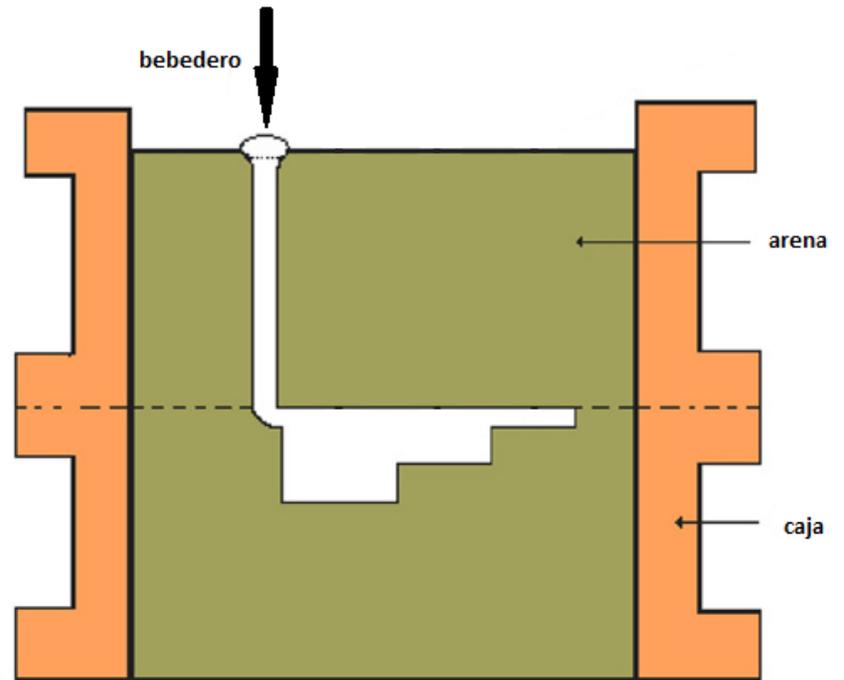
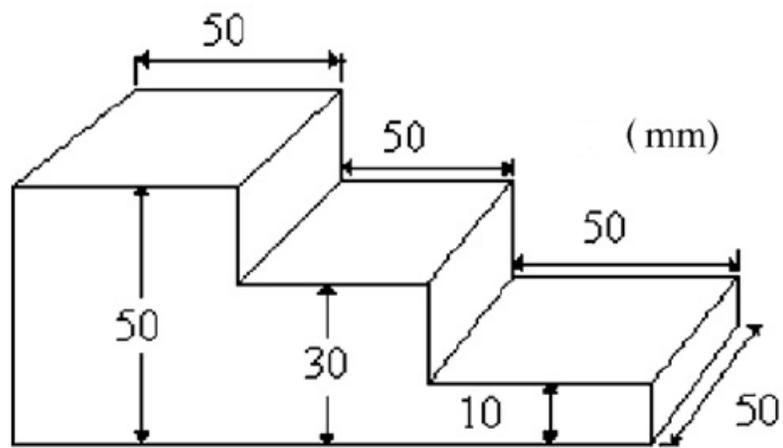


Figura 3-7. Molde para evaluar espesor de pieza (Bockus, et al., 2009)

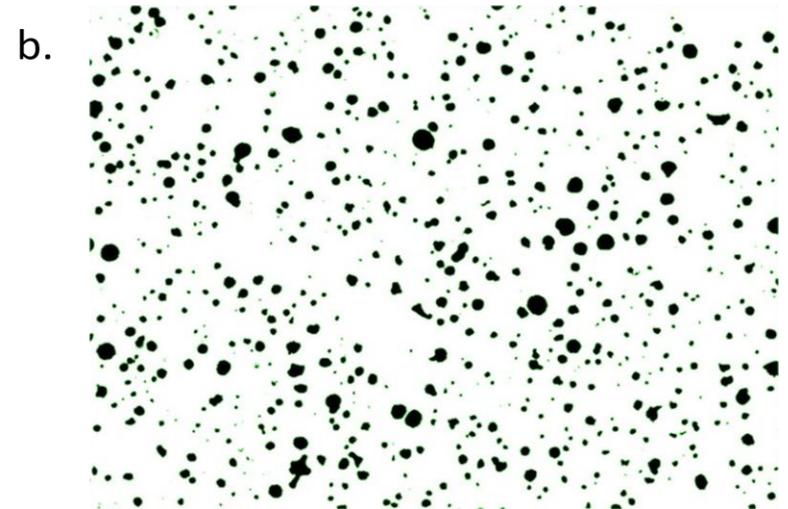
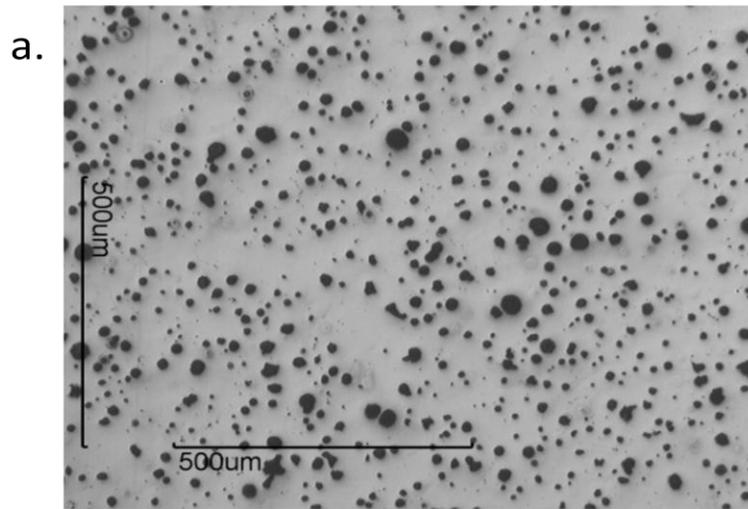
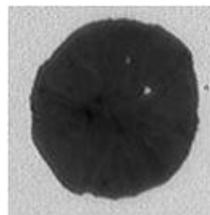
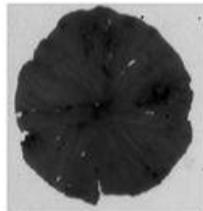


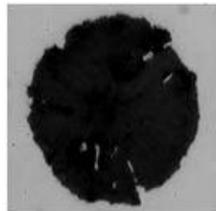
Figura 3-8. Pobretas pulidas sin atacar químicamente. a) Imagen original b) Imagen Segmentada.



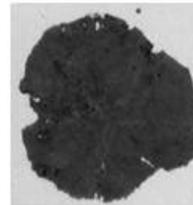
85%



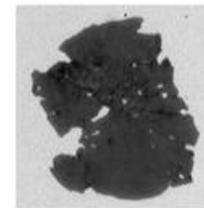
73%



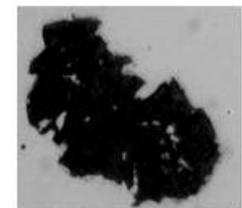
60%



52%



37%



24%

Figura 3-9. Nodularidad determinada por análisis matemático.

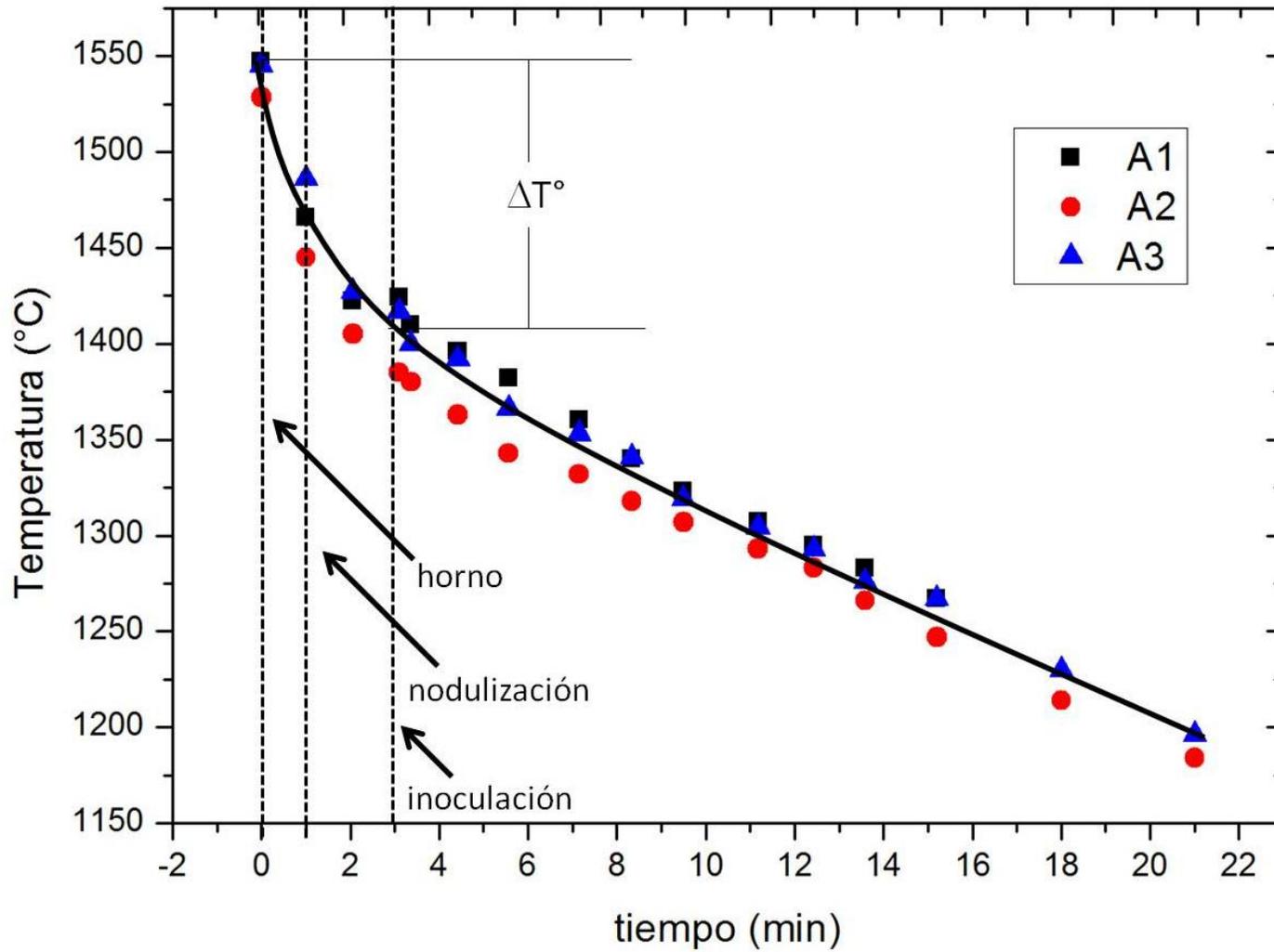


Figura 3-10. Cambio de la temperatura con el tiempo.

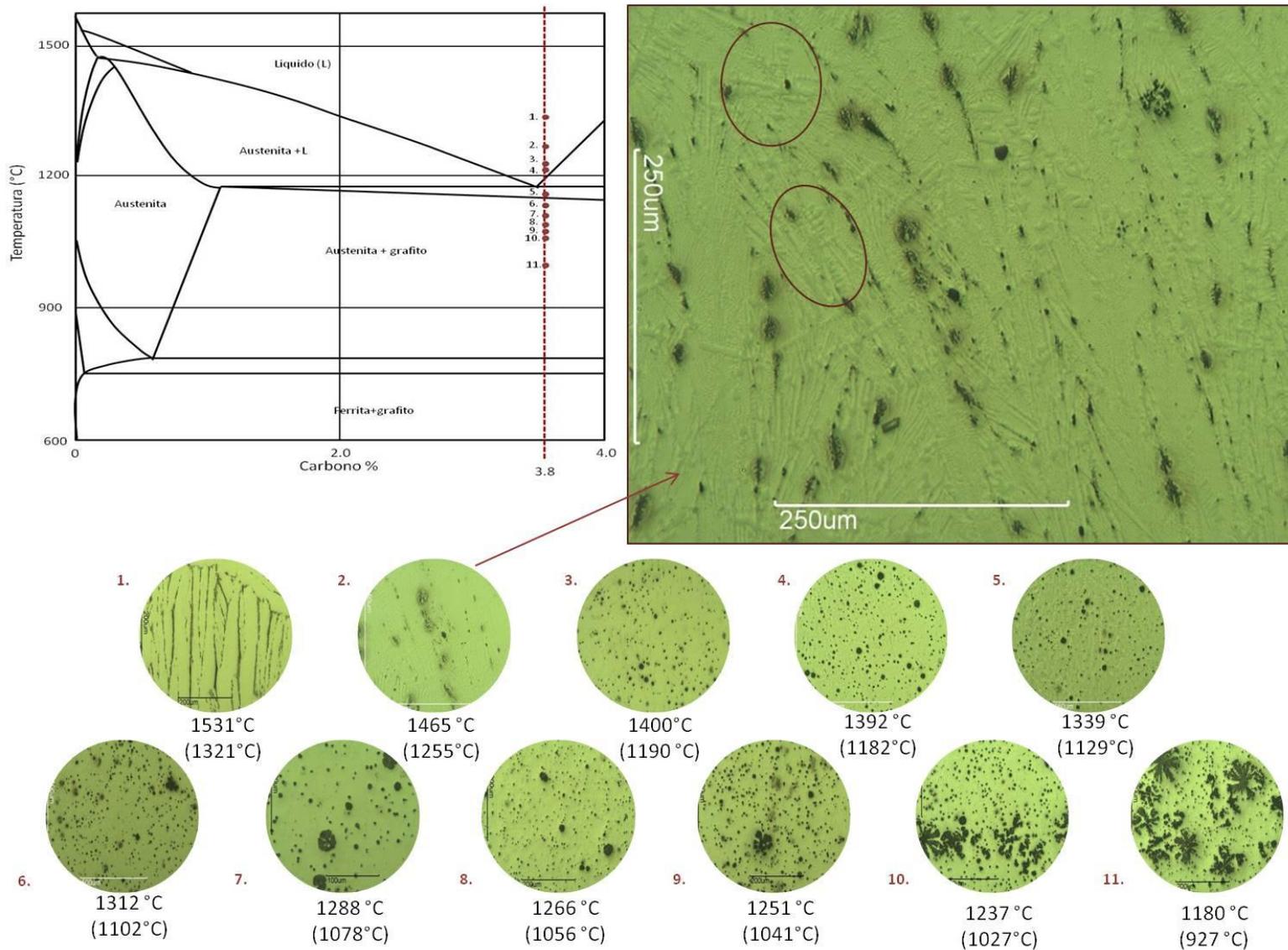


Figura 3-11. Microestructura obtenida en cada paso del proceso productivo. Las temperaturas de vaciado se encuentran debajo de cada punto, las temperaturas en paréntesis son las obtenidas debido al enfriamiento en la coquilla, las cuales se marcan en el diagrama de fases.

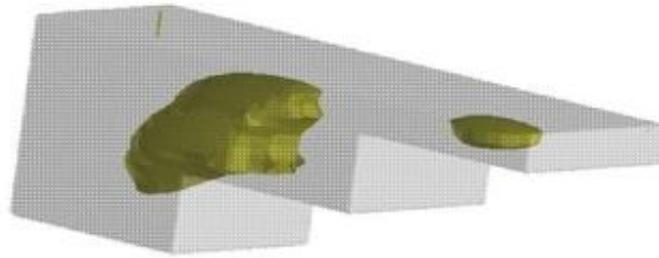


Figura 3-12. Último punto de solidificación del molde en escalón

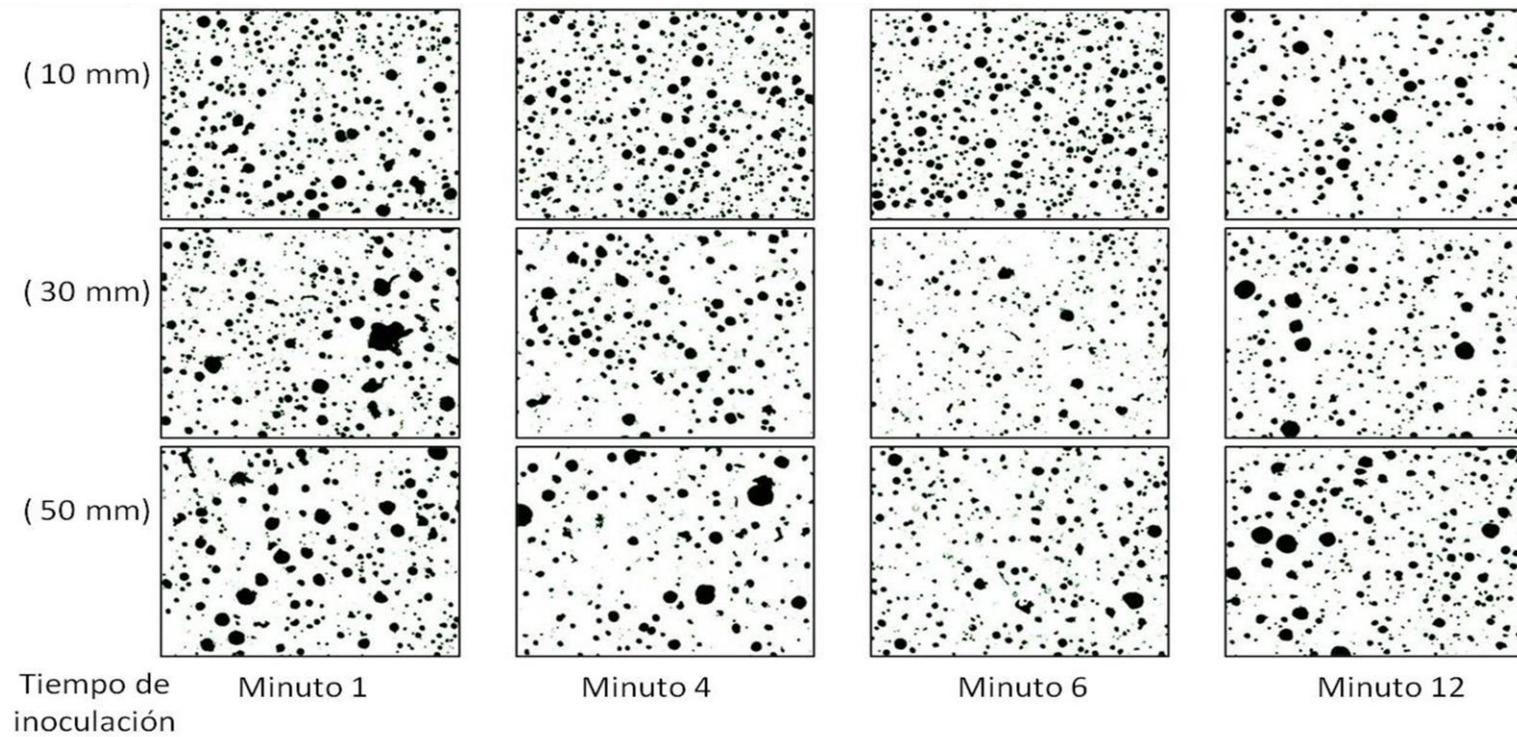


Figura 3-13. Evolución del grafito a través del tiempo de inoculación.

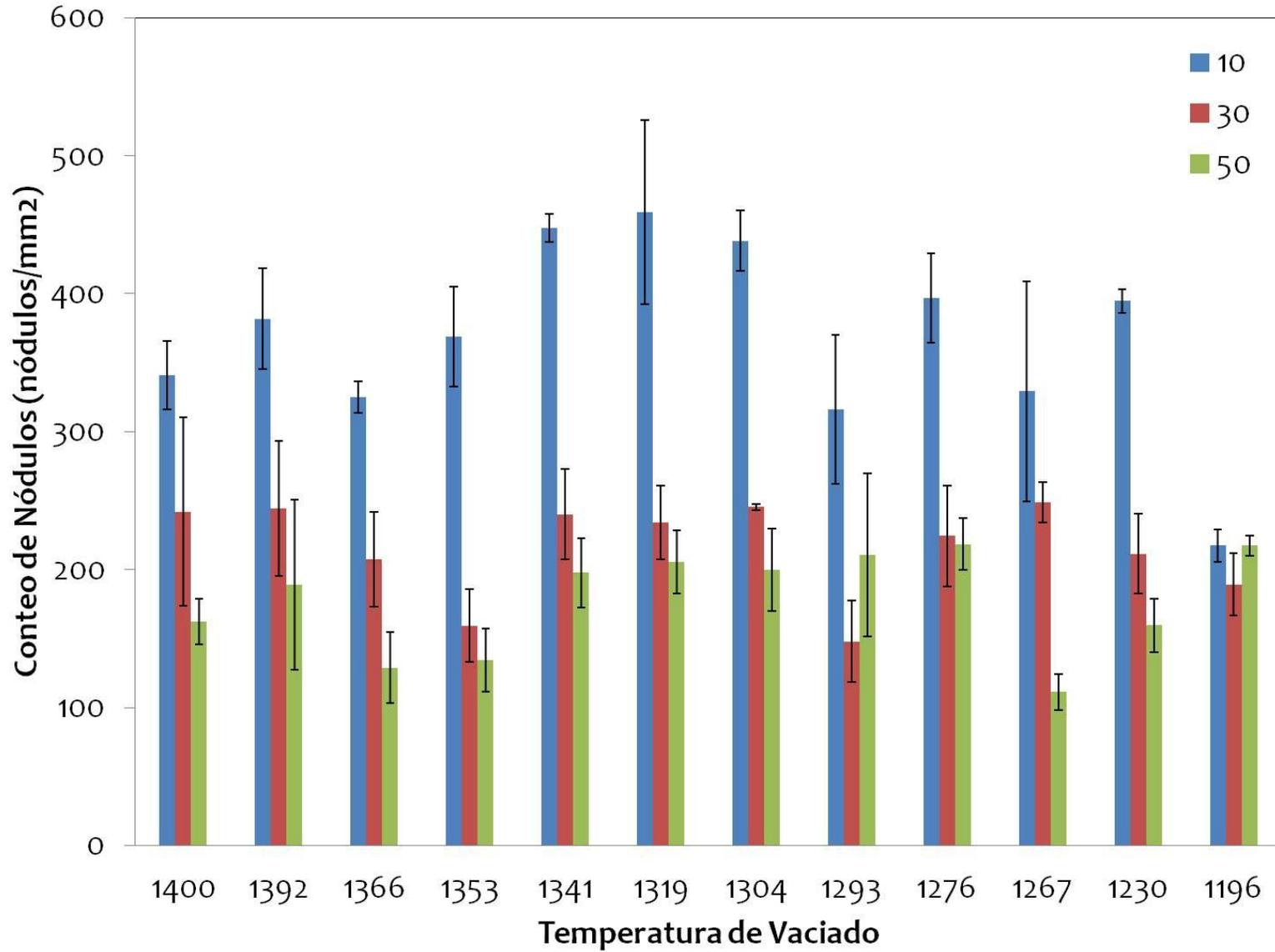


Figura 3-14. Conteo de nódulos vs la temperatura de vaciado evaluado en diferentes espesores (10, 30 y 50 mm).

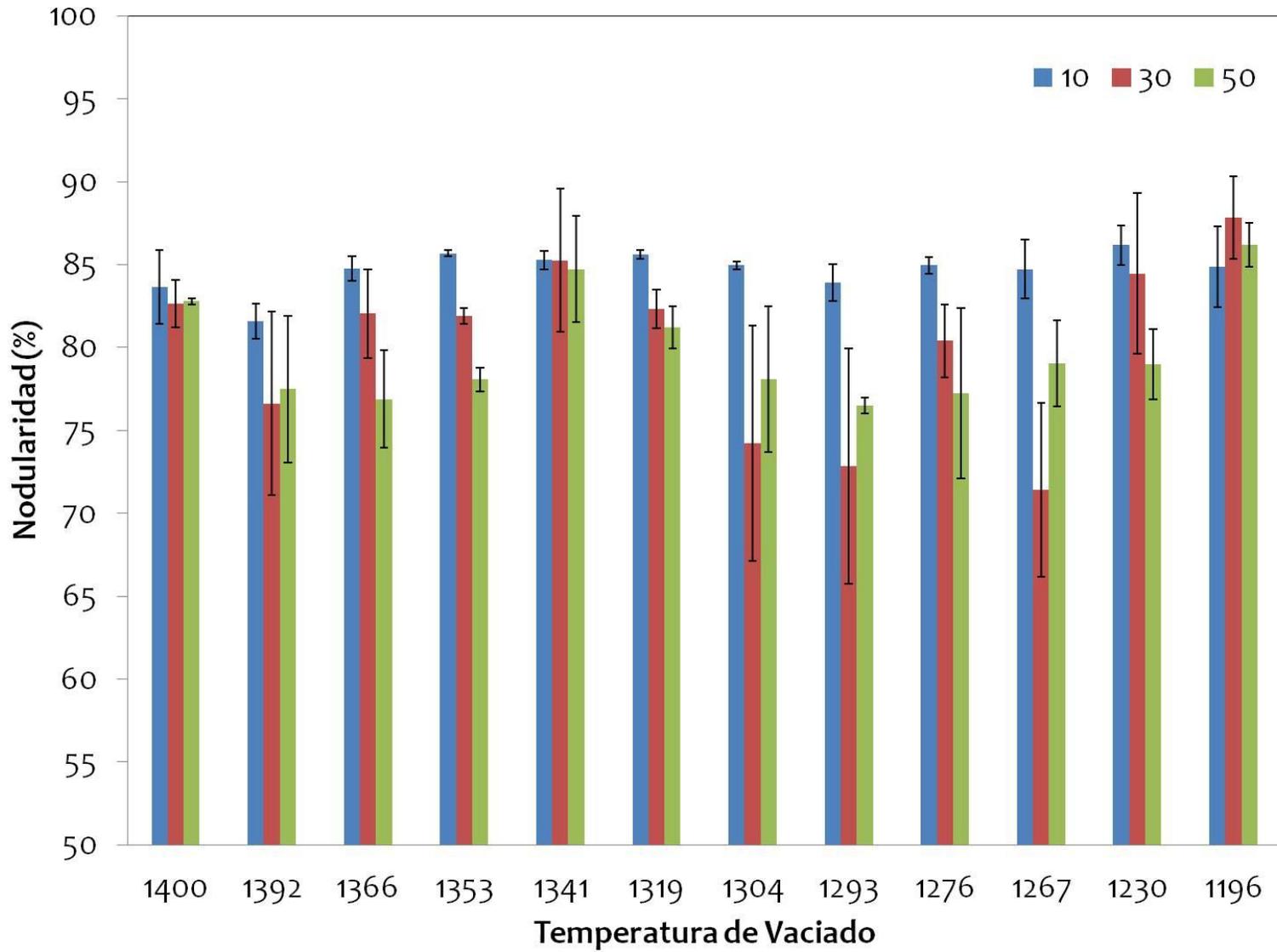


Figura 3-15. Porcentaje de nodularidad vs temperatura de vaciado evaluado en diferentes espesores (10, 30 y 50 mm).

4. PROCESO DE TRANSFORMACIÓN EUTÉCTICA.

En el capítulo 2 se describió el proceso de solidificación del hierro nodular y cómo cambia la microestructura presente según los parámetros de proceso como tratamientos químicos y velocidad de enfriamiento. El efecto en la morfología del grafito de estos parámetros a nivel industrial fue evaluado en el capítulo 3 y el comportamiento tanto del conteo de nódulos como de la nodularidad presentó variaciones que no se pueden explicar por un proceso de desvanecimiento de los tratamientos químicos, porque al final del proceso productivo se siguen encontrando valores similares de conteo y nodularidad a los hallados en los primeros minutos.

Para poder encontrar una explicación a este comportamiento es necesario realizar un estudio del proceso de solidificación, el cual se puede llevar a cabo mediante modelación numérica a diferentes escalas, dependiendo de las características que se desean conocer. En una escala macroestructural es posible conocer cómo se da el enfriamiento del metal (T° vs t) y cuándo sucede el cambio de fase líquida a fase sólida. Las modelaciones en esta escala están ampliamente desarrolladas y actualmente existen diferentes paquetes comerciales que con base en estos resultados realizan predicciones de defectos macroestructurales como porosidades y contracciones que ayudan al diseño de moldes. Sin embargo, al tener una aleación, durante el cambio de fase existen comportamientos que no son observables a un nivel macroestructural, por lo cual es necesaria la implementación de modelos microestructurales que puedan representar cómo se modifica la temperatura durante el cambio de fase debido a la liberación de calor latente.

Estos modelos microestructurales vienen siendo utilizados para evaluar diferentes modelos de solidificación de hierros nodulares, iniciando con Su et al (1984) que propusieron una solidificación bajo la teoría uninodular. A través del tiempo se han desarrollado diferentes modelos con esta teoría y algunos con la teoría plurinodular. Aún así, la validación de los resultados se ha realizado bajo parámetros controlados de temperatura a un nivel de laboratorio, es decir, no se ha evaluado si los modelos

existentes tienen la capacidad de predecir el efecto de un proceso de vaciado industrial en las características microestructurales.

En un proceso de fundición la colada sale del horno con una misma composición química, pero debido al transporte de la colada y al vaciado, el material que se deposita en cada molde tiene un proceso de enfriamiento diferente debido al sostenimiento de la colada en la cuchara. De esta manera, la colada pasa por tres etapas durante su solidificación: i) sostenimiento de la colada en la cuchara, ii) el proceso de vaciado y iii) solidificación en el molde.

Cada una de estas etapas implica un cambio en la velocidad de disminución de temperatura o transferencia de calor (q), la cual determina la duración de la solidificación. Es por esto que se hace necesario realizar un ajuste de este parámetro según la etapa del proceso productivo que se sigue, para poder así obtener resultados numéricos que permitan evaluar si los modelos existentes logran predecir los resultados experimentales descritos en el capítulo 3.

4.1. Ajuste del proceso productivo en el modelo macroestructural

Hablando en términos de implementación numérica, un modelo microestructural es una subrutina que se debe correr dentro del proceso grande o esqueleto macroestructural. El ejecutar una simulación a nivel microestructural para realizar un ajuste de parámetros experimentales como la disminución de temperatura es un gasto computacional no necesario que se puede librar al utilizar un modelo macroestructural sin implicar una pérdida de precisión en los resultados obtenidos. Igualmente, al realizar una simulación macroestructural se puede conocer si los resultados experimentales obtenidos en este trabajo tienen variaciones debido a procesos de cambio de temperatura o si es necesaria la utilización del siguiente nivel para encontrar respuestas al cambio de las características morfológicas.

Un modelo macroestructural se basa en la solución de la ecuación de calor, en la cual se incluye el cambio de fase debido a la solidificación (Ecuación 2.20). La solución de este problema se lleva a cabo utilizando el programa VULCAN (Celentano, 2004) que es un código programado en Fortran y posee diferentes modelos de solidificación ya programados. El cambio de temperatura durante la solidificación de un metal es un problema espacio temporal, donde mediante el método de los elementos finitos se realiza el tratamiento espacial y la resolución temporal se lleva a cabo mediante diferencias finitas (Celentano, 1994). Las ecuaciones utilizadas y el método de solución se pueden encontrar resumidas en la sección 2.5.

Una simulación 3D logra evidenciar variaciones en el enfriamiento debido a cambios en la geometría de la pieza, pero al no tener curvas de enfriamiento (T° vs t) experimentales que permitan hacer un ajuste, una simulación 1D logra evidenciar el proceso de solidificación de igual manera que lo haría una simulación 3D, porque una modelación 1D en realidad es 3D debido a que se asume que ni la temperatura ni las variables microestructurales cambian en el área transversal (sólo cambian en la dirección axial) y al simplificar el problema y eliminar cualquier tipo de gradiente, ni siquiera se presenta una variación transversal (similar a casos de análisis axisimétricos en mecánica de sólidos). Por lo tanto, la ecuación de energía se considera 1D pero el modelo microestructural sigue siendo 3D.

En la figura 4-1 se observa un elemento de fundición en el cual se impuso una extracción de temperatura constante con un flujo unidireccional. Los parámetros del material se interpolan de acuerdo a la variación de la característica con la temperatura (Tabla 4-1), es decir, si se trata de una variable térmica como el calor específico que cambia con la temperatura, se ingresan diferentes valores que permitan seguir este cambio. Sin embargo, si se trata de una propiedad física con la densidad, se asume que esta es constante durante todo el proceso de solidificación.

4.2. Transferencia de calor en cada etapa del proceso productivo

Para que los resultados obtenidos de las simulaciones macroestructurales sean fieles a la realidad se debe realizar un ajuste del parámetro q según el proceso seguido en el capítulo 3. Una vez se terminan los tratamientos químicos, la colada tiene un período de reposo en la cuchara y se considera éste como un primer paso para la solidificación. Durante la fase experimental se tomaron medidas en el tiempo de la temperatura en la cuchara (Figura 3-10), con las cuales se puede realizar el cálculo del valor de la extracción de calor teniendo en cuenta cómo se va enfriando la colada.

En la Figura 4-2 se observan curvas numéricas generadas con valores de $0.9 < q < 1.75$ W/m^2 , donde cada curva logra representar al menos un valor experimental, los cuales también se encuentran en forma de puntos. Un solo valor de q no es capaz de representar todos los puntos experimentales debido a que este es un valor que cambia con la pérdida de temperatura. Aún así, para poder realizar un ajuste, se debe determinar un valor de q con el cual se logre representar la mayor cantidad de puntos con el fin de lograr resultados acordes a los resultados experimentales.

Las curvas que logran un mejor ajuste se encuentran en la Figura 4-3 y al compararlas se logra concluir que el valor que logra representar la mayor cantidad de puntos experimentales de extracción de calor es un q igual a 1.28 W/m^2 . Como se dijo anteriormente el valor de la extracción de calor no es un valor constante en el tiempo, a medida que la temperatura disminuye, la cantidad de calor extraído es menor, por lo cual realizar simulaciones con un q constante genera un proceso de solidificación más prolongado de lo que sucede en la realidad.

Esta variación en la extracción de calor es definida por la ley de enfriamiento de Newton, en donde la cantidad de calor extraído depende del coeficiente de transferencia térmica h y de la diferencia de temperaturas entre la colada y el ambiente (USDE, 1992):

$$q = h (T - T_{ambiente}). \quad (\text{Ecuación 4.1})$$

Haciendo uso de la Ecuación 4.1 y el coeficiente q calculado, se puede estimar un valor de h que logre representar la velocidad en la que pierde temperatura la colada al tomar dos puntos diferentes de las rectas observadas en la figura 4-3.

Los valores de h encontrados, al igual que su promedio ($0.93 < h < 1.13 \text{ W/m}^2\text{K}$), se utilizaron para obtener curvas numéricas que se graficaron en la figura 4-4 junto con los datos experimentales obtenidos durante la fase experimental de este trabajo. En esta figura se puede observar que el valor de h que mejor representa todos los valores experimentales es de $0,95 \text{ W/m}^2\text{K}$, lo cual hace que éste sea el coeficiente de transferencia de calor para la solidificación en la cuchara, permitiendo así la variación de q durante la solidificación.

El siguiente paso productivo es el proceso de vaciado de la colada en los moldes, donde existe una variación en el coeficiente de transferencia de calor experimentado debido a que depende de la velocidad con la que se realice el llenado de los moldes. En general se puede estimar que el hierro pierde entre 23°C y 38°C durante el vaciado (Finite Solutions, 2010) y teniendo en cuenta que el molde descrito en el capítulo 3 tardaba en llenar cinco segundos, el cálculo de h se obtiene mediante simulación numérica en donde al cambiar este coeficiente a un valor de $35 \text{ W/m}^2\text{K}$ se logra disminuir 30°C en 5 segundos, que es el valor a usar en la etapa de vaciado.

Finalmente, la colada se solidifica en el molde de arena, lo cual involucra un cambio del coeficiente de transferencia de calor que para solidificación en este tipo de moldes está estimado en $8.25 \text{ W/m}^2\text{K}$ (Finite Solutions, 2010). Sin embargo, este valor puede cambiar de acuerdo al espesor de la pieza. Además, el molde utilizado tiene tres diferentes espesores, que implican diferentes valores para la extracción de calor. Idealmente el valor de h en cada espesor se conoce al obtener curvas experimentales (T° vs t) que permitan hacer un seguimiento de la solidificación dentro del molde. Aun así, durante la fase experimental de este trabajo no se pudieron obtener estas curvas debido a problemas con la implementación del equipo necesario. Es por esto que para el cálculo del valor de h se utilizaron curvas experimentales encontradas en la literatura para hierros nodulares eutécticos vaciados en moldes de arena de 44 mm (Dardati, 2005). Estas curvas se

encuentran en la Figura 4-5, en donde se puede observar que transcurridos 400 segundos el hierro se encuentra a 850°C, por lo cual el h que satisface esta condición es de 9.35 W/m²K.

La curva reportada por Dardati (2005) puede ser utilizada para ajustar la solidificación en el molde, porque al igual que en la parte experimental de este trabajo se realizaron vaciados de hierro nodular eutéctico en moldes de arena en piezas con un espesor cercano al máximo (50 mm) de los moldes descritos en el capítulo 3.

Una vez ajustados los parámetros de enfriamiento se pueden diferenciar tres cambios de pendiente en la curva numérica debido al uso de diferentes coeficientes h en cada etapa productiva. En la figura 4-6 se representa el primer vaciado de la colada después de inoculación, razón por la cual el enfriamiento inicial es corto y da paso casi inmediato al vaciado, en el cual se puede verificar una pérdida de 30°C. Una vez se llena el molde, el hierro empieza a enfriarse con una pendiente intermedia entre los dos procesos anteriores, donde se puede verificar que a los 400 s llega a una temperatura de 850°C.

Para poder comprobar si existen diferencias entre una simulación realizada en condiciones controladas y una realizada con los parámetros de un proceso industrial se realizaron simulaciones con los anteriores escenarios bajo el modelo macroestructural planteado por Celentano (1994).

Inicialmente se simuló un flujo de temperatura con el cual la solidificación ocurre inmediatamente después del tratamiento químico. Como se describió en el capítulo 3, se realizaron vaciados minuto a minuto a partir del tratamiento de inoculación (1400°C), por lo cual en cada simulación se debe cambiar la temperatura inicial acorde con los datos recolectados experimentalmente en este trabajo.

En la figura 4-7 se muestran los resultados numéricos obtenidos al mantener un h constante en la simulación y variar la temperatura inicial (T_v). Para poder analizar una curva de enfriamiento a nivel experimental y obtener diferencias entre vaciado y vaciado se determinan tres características:

- Tiempo de inicio de la transformación eutéctica (t_{IT}): es el tiempo transcurrido desde el vaciado hasta que la fracción líquida empieza a ser menor que 1 ($f_l < 1$).
- Tiempo de finalización de la transformación eutéctica (t_{FT}): tiempo en el cual se completa la transformación de fases ($f_l = 0$)
- Tiempo de transformación eutéctica (t_{TE}): Es el tiempo que se demora toda la transformación desde la fase líquida hasta la fase sólida.

Para el caso macroestructural, la transformación de fases se presenta a temperatura constante, como si el metal fuera puro, lo cual induce una alta no linealidad al problema numérico. Con el fin de suavizar esta transformación se generan pasos incrementales que permitan disminuir la no linealidad de este proceso.

En la figura 4-7 se puede apreciar que a medida que disminuye la temperatura de vaciado se presenta de manera más rápida la transformación de fases (disminuye t_{IT}), lo cual se debe a que al ser menor la temperatura de vaciado debe pasar menos tiempo para alcanzar la temperatura de solidificación, debido a que cada curva emplea el mismo coeficiente h durante todo el proceso.

En la figura 4-8a se verifica el comportamiento anteriormente descrito, en donde hay una relación lineal ascendente entre el tiempo de inicio de transformación y el tiempo transcurrido desde el vaciado. Igualmente se encuentra graficado el cambio en el tiempo de finalización de la transformación, que sigue el mismo comportamiento del tiempo de inicio de transformación. Al compartir la misma tendencia se mantiene un paralelismo entre el t_{IT} y el t_{FT} lo cual es de esperar debido a que no existe un cambio en la extracción de calor con cada vaciado. Este paralelismo es importante, pues de él se puede interpretar que con el cambio en la temperatura de vaciado, no se están induciendo cambios fuertes a nivel macroestructural en el tiempo de transformación eutéctica, donde menor tiempo de transformación implica un mayor conteo de nódulos bajo el modelo de nucleación continua (sección 2.4.3), debido a que la post-nucleación inicia más rápidamente acompañada de un encapsulamiento rápido del grafito por lo cual se obtendrían nódulos más redondos.

El tiempo de transformación promedio es de 1102 ± 2.88 segundos (Figura 4-8b), presentando una diferencia máxima de 8 segundos entre los puntos obtenidos, por lo cual no existen suficientes argumentos para realizar una relación con la morfología del grafito obtenida experimentalmente.

Los resultados de la anterior simulación revelan que es necesaria la inclusión del cambio de temperatura según cada etapa del proceso productivo con el fin de encontrar explicaciones al comportamiento de la morfología de grafito descrito en el capítulo 3. Con este fin se realizaron simulaciones con los cambios del coeficiente de transferencia de calor determinados en la sección 4.1.1. Para ello se siguió el proceso productivo desde la finalización del tratamiento químico de inoculación, es decir, cada una de las simulaciones realizadas tuvieron como temperatura inicial 1400°C e iniciaba la solidificación con $h=0,95 \text{ W/m}^2\text{K}$. De acuerdo con la variación obtenida en la etapa experimental para el tiempo de vaciado desde la inoculación se realizó el cambio a un $h=35 \text{ W/m}^2\text{K}$ con el fin de realizar el vaciado, pasados cinco segundos se ejecuta el último cambio de temperatura al tomar un $h=9.35 \text{ W/m}^2\text{K}$ con el cual se termina la solidificación. Las curvas numéricas obtenidas de este proceso se encuentran en la Figura 4-9, en donde se puede observar que el último vaciado realizado sigue los puntos experimentales obtenidos para la temperatura de la colada en la cuchara, lo cual reafirma el buen ajuste del valor h con los valores encontrados en la fase experimental.

A diferencia de las simulaciones anteriores, se evidencia un menor tiempo de transformación eutéctica debido a que con cada paso productivo se aumenta el valor de la extracción de calor en comparación con el que se obtendría con mantener la colada en la cuchara (Figura 4-7). En la figura 4-10a se puede apreciar que en comparación con la figura 4-8a existe una relación negativa entre la temperatura de vaciado y los tiempos de inicio de transformación/finalización eutéctica, este cambio de comportamiento se debe a que a mayor temperatura de vaciado la colada permanece menos tiempo en la cuchara teniendo un cambio en el coeficiente de transferencia de calor en menos pasos de tiempo (Δt) que la última colada a realizar.

A pesar del cambio en el comportamiento del enfriamiento, la mayor diferencia que se presenta en el tiempo de transformación es de 4 segundos (Figura 4-10 b), razón por la cual la relación con características morfológicas experimentales (Figura 4-11) se puede aproximar a estable porque variaciones en el tiempo de transformación afecta tanto la activación de puntos de nucleación como la velocidad con la cual la austenita envuelve el grafito.

Teniendo en cuenta lo anterior, se justifica el uso de modelos microestructurales que permiten evaluar parámetros como el sobre-enfriamiento eutéctico, con el fin de comparar su variación con la temperatura de vaciado y lograr explicar el cambio de la nodularidad y el conteo de nódulos con la temperatura de vaciado.

4.3. Simulación microestructural plurinodular

Al utilizar modelos microestructurales se modifica la extracción de calor durante el proceso de cambio de fase (sección 2.5), generando curvas que reflejan la recalcancia experimental obtenida a lo largo de los años por diferentes investigadores e.g: (Bockus et al., 2009; Fras, et al., 2010; Imasogie, et al., 2004; Perderson, et al., 2008).

El proceso de recalcancia (Figura 2-8) genera, además de los puntos anteriormente descritos, nuevos parámetros de evaluación en una curva de enfriamiento, los cuales se encuentran graficados en la figura 4-12 y se explican a continuación:

- *Temperatura de nucleación eutéctica (TEN)*: Es la temperatura en la cual se presenta el primer cambio de pendiente en la curva (T° vs t) debido al inicio de la solidificación. Numéricamente se encuentra esta temperatura en el momento en que la fracción líquida empieza a disminuir.
- *Temperatura de sobre-enfriamiento eutéctico (TEU)*: Es la temperatura más baja al que llega el metal antes de empezar el proceso de recalcancia.

- *Temperatura de recalcencia eutéctica (TER)*: Es la máxima temperatura que se logra alcanzar durante la meseta que se crea en el proceso de recalcencia.
- *Sobre-enfriamiento Eutéctico (ΔT)*: Es la diferencia entre la temperatura de recalcencia eutéctica y la temperatura de sobre-enfriamiento eutéctico. Esta es una variable de gran importancia pues es la que determina la energía o "*driving force*" necesaria para el crecimiento de los diferentes puntos de nucleación.
- *Temperatura de finalización eutéctica (TEE)*: Es la temperatura en la cual se presenta la última inflexión de la curva T° vs t debido al final de la solidificación ($f_l=0$).
- *Tiempo de transformación eutéctica (t_{TE})*: Es el lapso de tiempo que transcurre entre el tiempo de nucleación eutéctica y el tiempo de finalización eutéctica. Como se explicó anteriormente, una disminución en esta variable genera el crecimiento de mayor número de puntos nucleados con una geometría más cercana a la redonda, debido al corto tiempo con el cual se realizó el encapsulamiento del grafito por la austenita.

Estos puntos característicos de las curvas de enfriamiento varían según el material y el proceso de solidificación que se siga. En la Figura 4-13 se puede observar que aunque se trata de fundiciones de hierro, cada estructura de grafito genera una curva de solidificación diferente, lo cual ha permitido en el pasado relacionar estos puntos con características morfológicas como conteo y nodularidad (Sheikh, et al., 2005).

Para la realización de simulaciones microestructurales con el proceso industrial ajustado en la sección 4.1.1. se utilizó el modelo de Boeri (sección 2.4.14) debido a que en los resultados experimentales obtenidos para este trabajo se evidenció la presencia de dendritas de austenita en un hierro nodular eutéctico. Adicionalmente, en comparación con otros modelos microestructurales más complejos, no presenta una diferencia significativa entre los resultados que se obtienen de él (Dardati, et al., 2009).

En las simulaciones realizadas se utilizaron las siguientes características:

- Solidificación equiaxial estable.
- Nucleación continua exponencial (ecuación 2.11 utilizando como constantes

$$b= 4 \times 10^{13} \text{ y } c=3.4 \times 10^2).$$

- El crecimiento del grafito se da mediante dos leyes: crecimiento en contacto con el líquido hasta alcanzar un radio de $6\mu\text{m}$ a partir del cual se tiene un crecimiento en contacto con la austenita.
- Se determina la fracción de austenita mediante la regla de la palanca.
- Micro segregación del silicio a medida que la temperatura disminuye con la solidificación.
- Interacción entre granos a través de la fracción sólida.

Una curva típica obtenida mediante este modelo microestructural para un proceso industrial se encuentra en la Figura 4-14, en donde además se muestran los diferentes puntos característicos a evaluar en una curva de solidificación.

Al igual que en las simulaciones anteriormente analizadas, se toma una temperatura inicial de 1400°C y con el fin de simular el vaciado se da un cambio en el coeficiente de transferencia térmica en el tiempo en el que se realizó este proceso experimentalmente. Transcurridos cinco segundos del vaciado se realiza el último cambio al coeficiente de transferencia térmica con el fin de que proceda la solidificación en el molde. Las curvas obtenidas se encuentran en la Figura 4-15, en donde se puede observar la aparición de la recalcancia en comparación con las curvas macroestructurales (Figura 4-7). Adicionalmente se puede demostrar que al utilizar un modelo microestructural no se cambia el proceso de solidificación general, pues aún se conserva una relación lineal descendente entre la temperatura de vaciado y el tiempo de inicio de la solidificación (Figura 4-16).

En la figura 4-17 se encuentra la evolución de la fracción líquida a través del tiempo. De ella se puede concluir que al cambiar la temperatura de vaciado no se presentan grandes

cambios en la forma de solidificar el material, porque se presenta un paralelismo entre las curvas generadas para la evolución de la fracción líquida con el tiempo.

En las curvas obtenidas con diferentes temperaturas de vaciado (figura 4-18) no se observan cambios importante que puedan indicar grandes diferencias entre los puntos característicos de las curvas de enfriamiento y la temperatura de vaciado, aún así es importante ver qué tipo de variabilidad existe con el fin de proponer futuras modificaciones al modelo para alcanzar mayor precisión. En las curvas generadas, la temperatura de nucleación eutéctica (TEN), la temperatura de sobre-enfriamiento eutéctico (TEU) y la temperatura de recalcancia eutéctica (TER) permanecen estables presentando poca variación numérica: La TEN tiene un valor promedio de $1127,93^{\circ}\text{C} \pm 0,07^{\circ}\text{C}$, se alcanza un TEU promedio de $1127,84^{\circ}\text{C} \pm 0,03^{\circ}\text{C}$ y TER se da a los $1135,72^{\circ}\text{C} \pm 0,42^{\circ}\text{C}$.

Aunque las anteriores variaciones son muy pequeñas, el tiempo de transformación, el sobre-enfriamiento eutéctico y la temperatura de finalización de la transformación si presentan variaciones significativas que se encuentran graficadas en las figuras 4-18 y 4-20. Adicionalmente se evaluó un nuevo sobre-enfriamiento que ocurre entre la TEE y la TEU, este es un sobre-enfriamiento inicial que puede ayudar a generar más puntos de nucleación.

En la figura 4-18a se encuentra el tiempo de transformación eutéctica contra la temperatura de vaciado. En ella se observa un comportamiento básicamente constante con un tiempo promedio de $102,92 \pm 3,45$ segundos y se puede observar un punto que se aleja 14 segundos del promedio de los datos, lo cual puede ser ocasionado por la no linealidad del problema de cambio de fase. Sin embargo, se puede notar una ligera relación negativa, que se puede atribuir a pequeños cambios en el sobre-enfriamiento que alterarán la evolución de la interfaz entre fracción líquida/sólida en el tiempo, sin llegar a generar grandes cambios en el proceso de solidificación, por lo cual en cada vaciado se presenta un tiempo de transformación con baja variación. La tendencia encontrada, aunque débil, da pie a pensar que a mayor temperatura de vaciado se presenta menor

tiempo de transformación eutéctica, lo cual implicaría un mayor conteo de nódulos debido al modelo de nucleación continua. Esta relación es importante, pues se esperaría, según los resultados experimentales obtenidos en este trabajo, que a menor tiempo de transformación, el radio promedio de los nódulos fuera menor, presentándose un mayor conteo de nódulos.

De manera similar, en la figura 4-18 b se muestra un comportamiento, que se podría aproximar a estable, de la temperatura de finalización eutéctica al variar la temperatura de vaciado. La TEE presentó un valor promedio de $1118.67^{\circ}\text{C} \pm 3.17^{\circ}\text{C}$ y se observa al igual que en la figura 4-18a a 1300°C (T_{vaciado}). El resultado induce una variación máxima de 11.69°C en la TEE, lo cual era de esperar, pues con el problema de no linealidad se pueden aumentar el número de iteraciones para poder lograr convergencia y con ello se puede alterar en algunos grados el proceso de enfriamiento del material. Aunque entre los resultados encontrados para la TEE se presenta una correlación baja, se puede observar una leve tendencia positiva entre las dos variables graficadas, lo cual implica que a mayor temperatura de vaciado se presenta una mayor temperatura de finalización de transformación. Esta tendencia indica que existe una relación negativa entre la TEE y el tiempo de transformación y en la figura 4-19 se demuestra que existe una relación lineal negativa, pues al presentarse una solidificación más rápida, la temperatura de finalización de transformación va a ser mayor y viceversa.

Como se mencionó anteriormente, una variable que puede influenciar el tiempo de transformación eutéctica es el sobre-enfriamiento eutéctico (ΔT). Adicionalmente, al ser esta la energía que impulsa la solidificación se convierte en una característica importante en la morfología de los nódulos de grafito. En la figura 4-20a se encuentra el comportamiento de este parámetro con la temperatura de vaciado, en la cual se puede observar que no existen mayores variaciones al tener un ΔT promedio de $7.89 \pm 0.435^{\circ}\text{C}$. Sin embargo, los puntos parecen formar una parábola que indica que a temperaturas extremas de vaciado se obtiene un mayor sobre-enfriamiento, mientras que si la colada se realiza a temperaturas medias (entre 1250° y 1350°) se obtiene un bajo sobre-

enfriamiento. Este comportamiento puede causar oscilaciones en la morfología del grafito, pues al tener un mayor sobre-enfriamiento se puede obtener mayor conteo de nódulos de menor radio, debido a una disminución en el tiempo de solidificación, en el cual se presenta la mayor difusión de carbono para el crecimiento de los nódulos. Si bien es cierto que la diferencia que se experimenta entre los sobre-enfriamientos obtenidos numéricamente es de máximo 2°C, estas diferencias pueden ser importantes en la obtención de una u otra morfología del grafito nodular (Sheikh, et al., 2005). Teóricamente una mayor nodularidad se presenta al existir mayor sobreenfriamiento porque esto propicia un rápido envolvimiento del nódulo (Zhou, 2009).

De los resultados obtenidos se encontró una variación del sobre-enfriamiento inicial (ΔT inicial) con la temperatura de vaciado, esta diferencia implica que con cada vaciado que se realiza se altera la relación entre la temperatura de nucleación eutéctica y la temperatura de máximo sobre-enfriamiento, lo cual permitiría una variación en el conteo de nódulos encontrados, porque ingresaría en el fenómeno un sobre-enfriamiento adicional al que se da durante la recalcancia. En la figura 4-20b se muestra que el ΔT inicial presenta un valor máximo de 0.2°C de sobre-enfriamiento, que puede ser representativo al tener en cuenta que es un 10% del sobre-enfriamiento eutéctico necesario para obtener una geometría nodular (Sheikh, et al., 2005). Los datos muestran un valor promedio de 0.10°C \pm 0.072°C lo cual indica que el comportamiento es cercano a la estabilidad, aún así, se puede observar que para temperaturas extremas de vaciado existen valores entre 0.10°C y 0.2°C, mientras que a temperaturas intermedias el ΔT inicial es igual o cercano a cero. Este es un comportamiento similar al observado para el ΔT eutéctico, lo cual es importante porque es un refuerzo a la energía necesaria para aumentar la densidad de núcleos en crecimiento y puede influir en obtener una geometría mas redonda según la teoría de (Zhou, 2009).

A pesar que en los resultados anteriores se presentaran ligeras tendencias, éstas no son lo suficientemente fuertes para representar el comportamiento encontrado experimentalmente, es por esto que el modelo necesita ajustes para obtener resultados

cada vez más cercanos a la realidad. Con el fin de encontrar relaciones que ayuden a realizar futuras modificaciones al modelo plurinodular y comprobar aquellas planteadas a partir del análisis anterior, es necesario encontrar puntos de unión entre las características térmicas y el conteo/radio de los nódulos.

Es importante resaltar que el conteo del modelo se da en unidades de volumen y para su comparación con los resultados experimentales (nódulos/mm²) es necesario realizar la conversión a unidades de área. Para esto se utilizó la siguiente fórmula (Chiarella, 2005):

$$N_{2D} = N_{3D} * \frac{4R}{3}, \quad (\text{Ecuación 4.2})$$

Donde R es el radio promedio de los nódulos.

En la figura 4-21 se muestra la relación entre el conteo de nódulos y la temperatura de vaciado. El resultado experimental muestra un comportamiento oscilatorio en el rango de temperaturas evaluadas, presentando un máximo de conteo de nódulos entre 1341°C y 1276°C. El conteo del modelo no presenta variaciones significativas debido a que el modelo numérico utilizado para la nucleación de grafito está en función del sobre-enfriamiento eutéctico y la fracción sólida; y como se evidenció en las figura 4-17 y 4-20a, no existen cambio significativos para modificar el conteo de nódulos.

Teniendo en cuenta lo anterior, para que los modelos existentes predigan el cambio del conteo de nódulos con la temperatura de vaciado es necesario involucrar otro tipo de variables térmicas que a su vez permitan la modificación del radio del grafito del modelo. Para esto es necesario realizar la comparación del conteo de nódulos con los puntos característicos de las curvas de enfriamiento.

Debido a que no se pudieron obtener estas curvas experimentalmente, se realizó la relación del conteo tanto experimental como del modelo con los puntos obtenidos numéricamente (Figuras 4-22 y 4-23). Como se puede observar, en general, no existen relaciones fuertes o moderadas entre el conteo de nódulos y los puntos característicos

encontrados numéricamente. Aún así, es importante realizar un análisis de estas relaciones para encontrar posibles modificaciones a los modelos existentes.

El modelo numérico propuesto por Boeri (Boeri, 1989) genera una nucleación instantánea y debido al proceso de recalcificación, ésta se realiza en dos etapas: una nucleación inicial antes de iniciar el proceso de recalcificación y una nucleación final una vez se logra obtener de nuevo una temperatura por debajo de TEU.

En la ecuación 2.11, se puede apreciar que el conteo de nódulos del modelo está influenciado principalmente por el sobre-enfriamiento. En la figura 4-22a se encuentra la relación entre el conteo de nódulos y el sobre-enfriamiento eutéctico encontrado al modificar la temperatura de vaciado. Experimentalmente se observa que dentro del cambio de 2°C, que presenta el ΔT eutéctico del modelo, existe una ligera tendencia ascendente, en donde a mayor sobre-enfriamiento se obtiene un mayor conteo de nódulos. En la figura 4-22b se encuentra graficado el sobre-enfriamiento inicial con el conteo de nódulos y muestra una ligera relación positiva en los resultados experimentales, que se puede explicar debido a que un mayor sobre-enfriamiento inicial permite el crecimiento de mayor número de puntos de nucleación hasta que se llega a la temperatura de sobre-enfriamiento eutéctico (TEU).

En la figura 4-22 se puede observar que el resultado del modelo para el conteo de nódulos es constante, esto se debe a que tanto el ΔT eutéctico como el ΔT inicial presentan baja variabilidad, por lo cual los resultados con la ecuación 2.11 se pueden aproximar a constantes. Es por esto que para poder obtener diferencias en el conteo de nódulos es necesario incluir otras variables, con el fin de determinarlas se analiza su relación con el tiempo de transformación eutéctica y la temperatura de finalización (Figura 4-23).

En la figura 4-23a se encuentra la relación entre el conteo de nódulos y el tiempo de transformación eutéctica. Los resultados experimentales muestran una tendencia positiva, es decir, a mayor tiempo se presenta un menor conteo. Esta tendencia sigue el comportamiento esperado de la nucleación continua utilizado en el modelo de Boeri, porque con menor tiempo de transformación se reinicia de forma más rápida el

crecimiento de nuevos puntos de nucleación. De manera similar, en la figura 4-22b se presenta un comportamiento de acuerdo a los modelos utilizados para la nucleación de nódulos, en donde a menor temperatura de finalización de transformación (TEE) se obtiene un mayor conteo de nódulos.

El comportamiento anterior confirma una relación lineal negativa entre el tiempo de transformación eutéctica y la TEE (Figura 4-19). Estas dos variables son importantes para el conteo de nódulos, pues determinan el radio final del nódulo, porque al existir una mayor duración se permite un mayor tiempo para la difusión del carbono y por lo tanto se da un mayor crecimiento del grafito. Por estudios anteriores, se sabe que el radio de los nódulos obtenidos es inverso a la cantidad de nódulos de una muestra, es decir, a mayor conteo de nódulos el radio es menor (Bockus, et al., 2009; Murcia, 2010).

En la figura 4-24 se encuentra cómo varía el radio promedio de los nódulos con la temperatura de vaciado y numéricamente esta variable es bastante constante a diferencia de los resultados experimentales. Se puede observar que las mayores diferencias ocurren entre 1304°C y 1276°C, en donde el radio experimental es menor que el radio del modelo y es en éste mismo intervalo de temperaturas donde se presenta el mayor error en cuanto al conteo de nódulos.

Lo analizado anteriormente sugiere una relación entre el radio y el conteo de nódulos a nivel experimental, lo cual se puede reflejar en la figura 4-25a en donde se da una correlación moderada entre estas dos variables con una tendencia negativa, que indica que a menor radio se presenta un mayor conteo de nódulos. Este es un comportamiento ampliamente estudiado, encontrado en casos en los que se presenta una variación de la velocidad de enfriamiento.

Es conocido que durante la solidificación de hierros nodulares es importante la tasa de extracción de calor (Bockus, et al., 2009; AFS, 1993; Heine, 1967) y que al tener una mayor velocidad de enfriamiento se obtiene un mayor conteo de nódulos con radios menores a los que se encontrarían con tasas de enfriamiento bajas. Esto indica que al cambiar la temperatura de vaciado, se está induciendo experimentalmente una fuente de extracción

de calor que no se considera en los modelos presentes y es importante porque potencia la nucleación de nódulos de menor tamaño.

Esta velocidad de enfriamiento adicional no es inducida en el proceso productivo más que por el vaciado, pues todas las coladas se realizaron en moldes del mismo material y con piezas del mismo espesor. Para verificar este planteamiento, se grafica en la figura 4-25b el sobre-enfriamiento de vaciado (T_v-TEN) contra la temperatura de vaciado, encontrándose una relación lineal positiva, confirmando lo anteriormente explicado.

Teniendo en cuenta esta nueva variable, en la figura 4-26a se grafica el tiempo de transformación eutéctica con el ΔT de vaciado, hallándose una correlación moderada, en donde a mayor ΔT de vaciado se presenta menor tiempo de transformación y como se ha planteado anteriormente, menor tiempo de transformación trae un menor radio de los nódulos, explicando el aumento del conteo experimental.

En la figura 4-26b se muestra que el modelo de crecimiento de los nódulos no está acondicionado para representar el comportamiento experimental, pues se observa una ligera tendencia negativa entre el tiempo de transformación eutéctica modelada y el radio experimental. Este es un comportamiento que va en contra de los resultados experimentales, lo cual sugiere que en próximos modelos a plantearse se debe incluir el sobre-enfriamiento de vaciado para tener resultados de la morfología del grafito más cercanos a la realidad.

4.4. Conclusiones

Las simulaciones macroestructurales no alcanzaron a evidenciar cambios en la solidificación de hierros nodulares al variar la temperatura de vaciado, por lo cual se empleó modelación microestructural que permitiera evaluar el cambio de los puntos característicos, como el sobre-enfriamiento eutéctico, con la temperatura de vaciado.

En los resultados obtenidos se encontró poca variación numérica que permitiera explicar por qué ocurren los cambios morfológicos encontrados experimentalmente. Sin embargo,

se pudieron descubrir algunas tendencias que ayudaron a encontrar posibles modificaciones a los modelos existentes.

Se observó una relación negativa entre el radio y el conteo de nódulos a nivel experimental, lo cual indica que a menor radio se presenta un mayor conteo de nódulos. Este es un comportamiento que se ha encontrado en casos en los que se presenta una variación de la velocidad de enfriamiento, sin embargo, el único cambio realizado para una pieza con el mismo espesor fue la temperatura de vaciado. Este cambio induce experimentalmente una fuente de extracción de calor que no se considera en los modelos presentes y es importante porque potencia la nucleación de nódulos de menor tamaño.

Por otra parte, los modelos actuales no tienen incluida la evaluación de la nodularidad, pues se asume un crecimiento completamente circular. Durante la etapa experimental de este trabajo se encontró una variación de esta variable y para su evaluación se debe deducir e implementar un modelo que permita la simulación de la nodularidad. Con este fin, se seguirá la teoría de (Zhou, 2009), porque los resultados de los modelos anteriormente analizados sugieren que existen cambios en los sobre-enfriamientos y con ellos se modificaría la velocidad de encapsulamiento de los nódulos. Este proceso se expone en el siguiente capítulo con el fin de complementar el modelo plurinodular existente.

4.5.Tablas

Tabla 4-1. Propiedades del hierro nodular utilizadas en las simulaciones.

PROPIEDAD	VALOR	TEMPERATURA (°C)
densidad (kg/m ³)	7000	20
	7000	800
Calor Especifico (J/kg K)	550	0
	704,182	1130
	915	1200
	915	1300
Conductividad Térmica (W/K m)	42	100
	42	200
Temperatura de solidificación (°C)		1155

4.6. Figuras



Figura 4-1. Elemento unidimensional utilizado en la simulación del proceso experimental explicado en el capítulo 3.

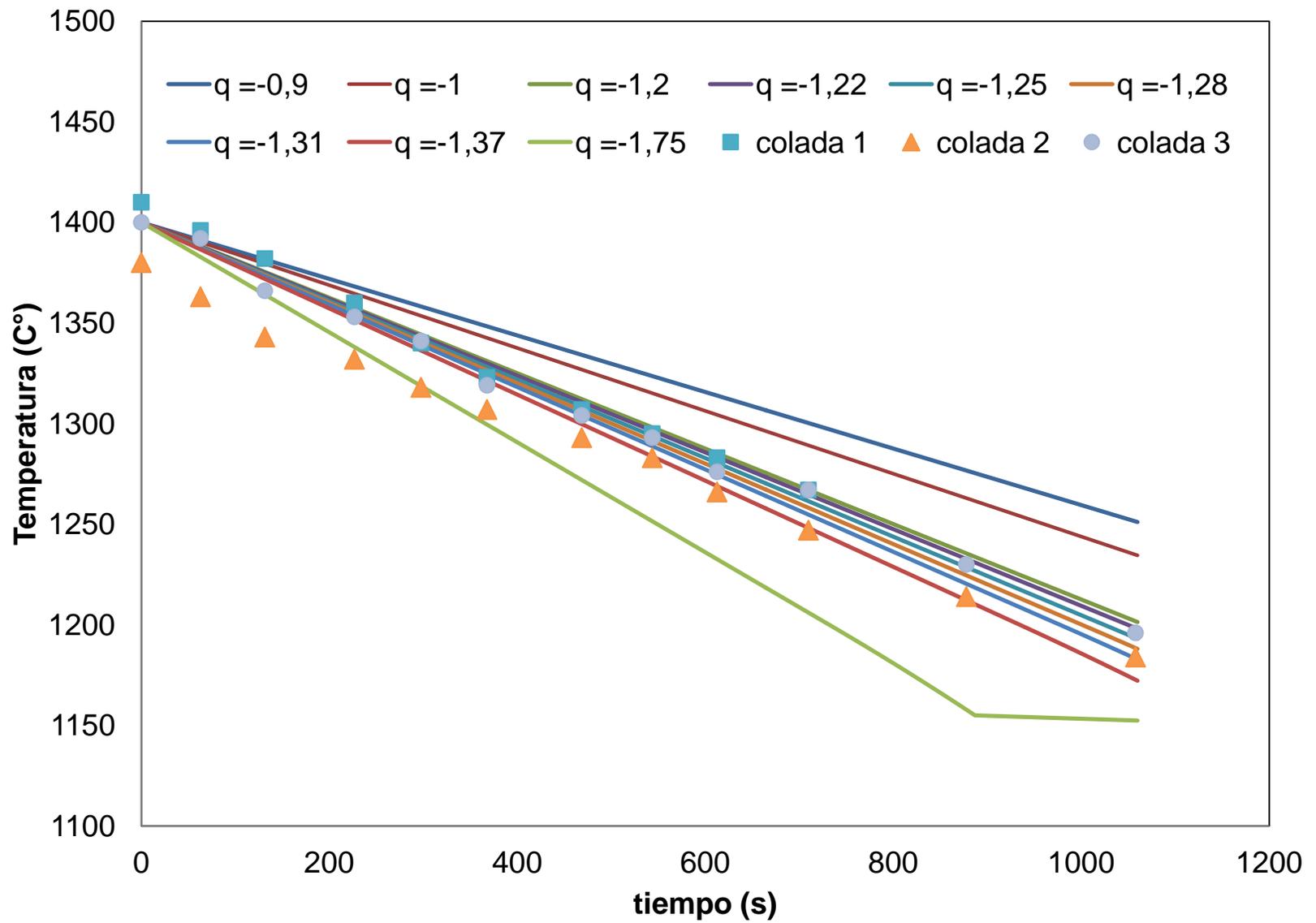


Figura 4-2. Curvas de enfriamiento obtenidas con diferentes valores de q que permiten evaluar qué valor de extracción de calor en la cuchara representa de forma más cercana los puntos experimentales obtenidos en las coladas 1, 2 y 3

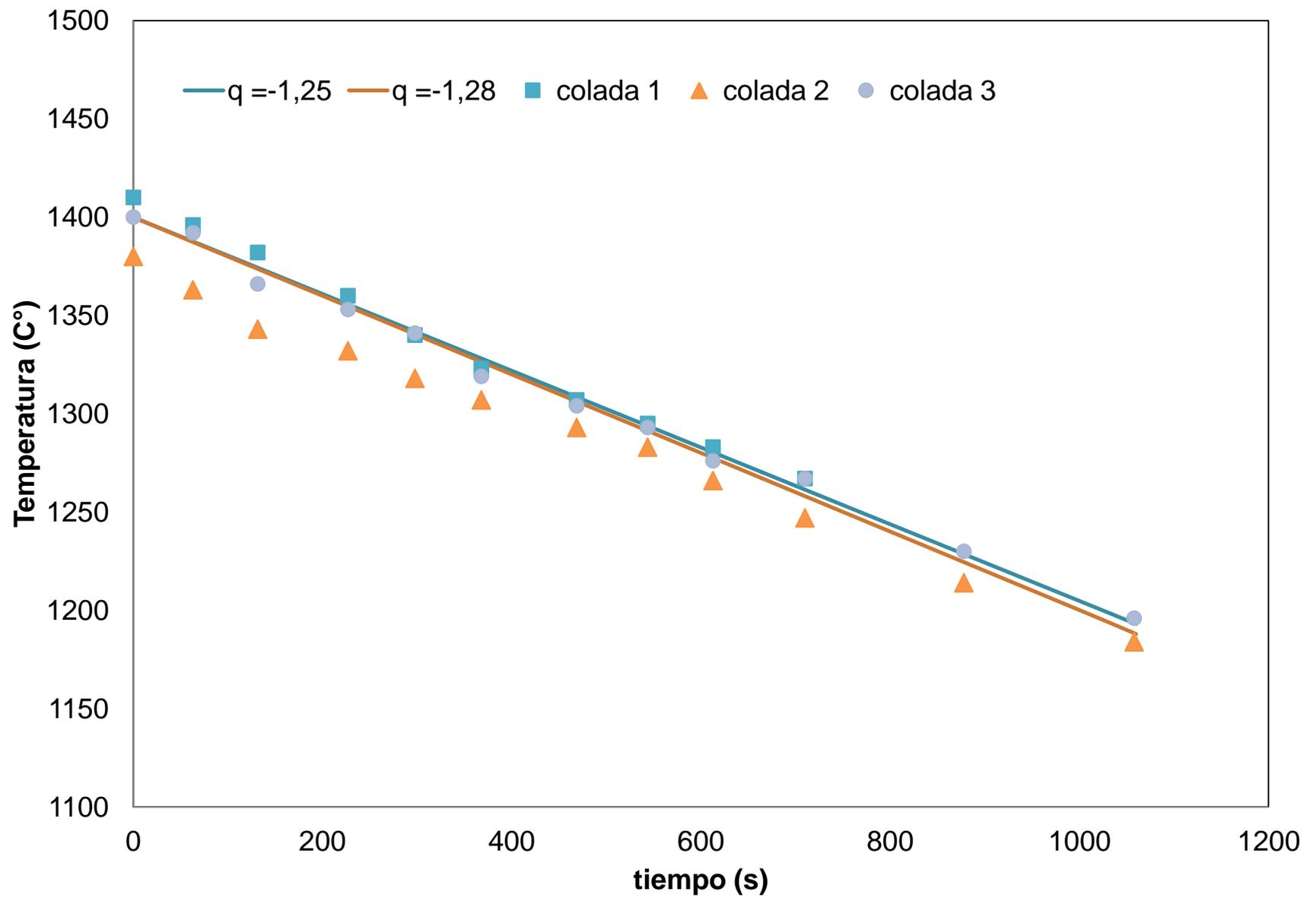


Figura 4-3. Curvas de enfriamiento obtenidas con diferentes valores de q representan la mayoría de los puntos experimentales obtenidos en las coladas 1, 2 y 3.

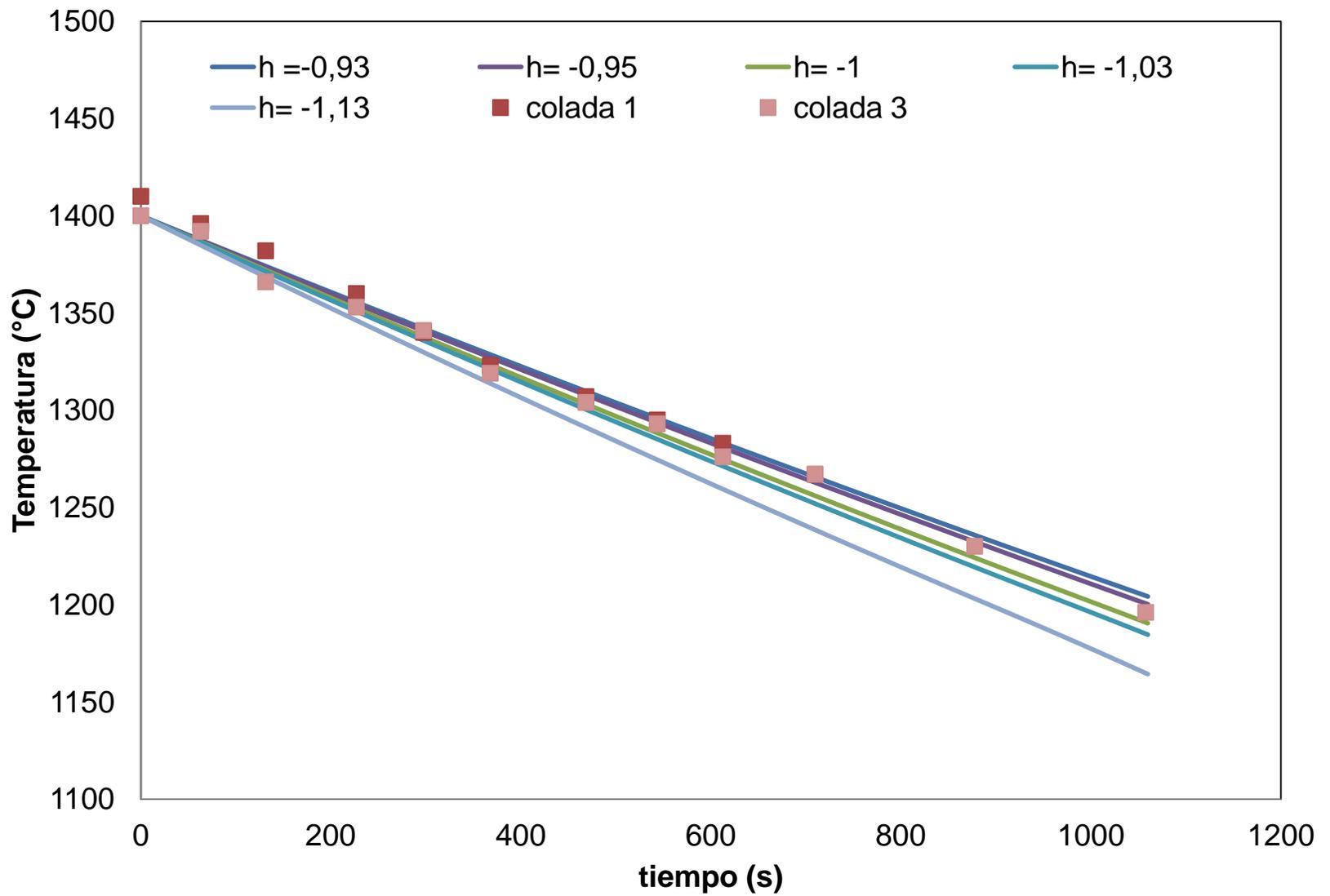


Figura 4-4. Curvas de enfriamiento obtenidas con diferentes valores de h que permiten evaluar qué valor de extracción de calor representa de forma más cercana los puntos experimentales obtenidos en las coladas 1 y 3. No se tiene en cuenta la colada 2 porque presenta una temperatura inicial menor en comparación con las colada 1 y 3.

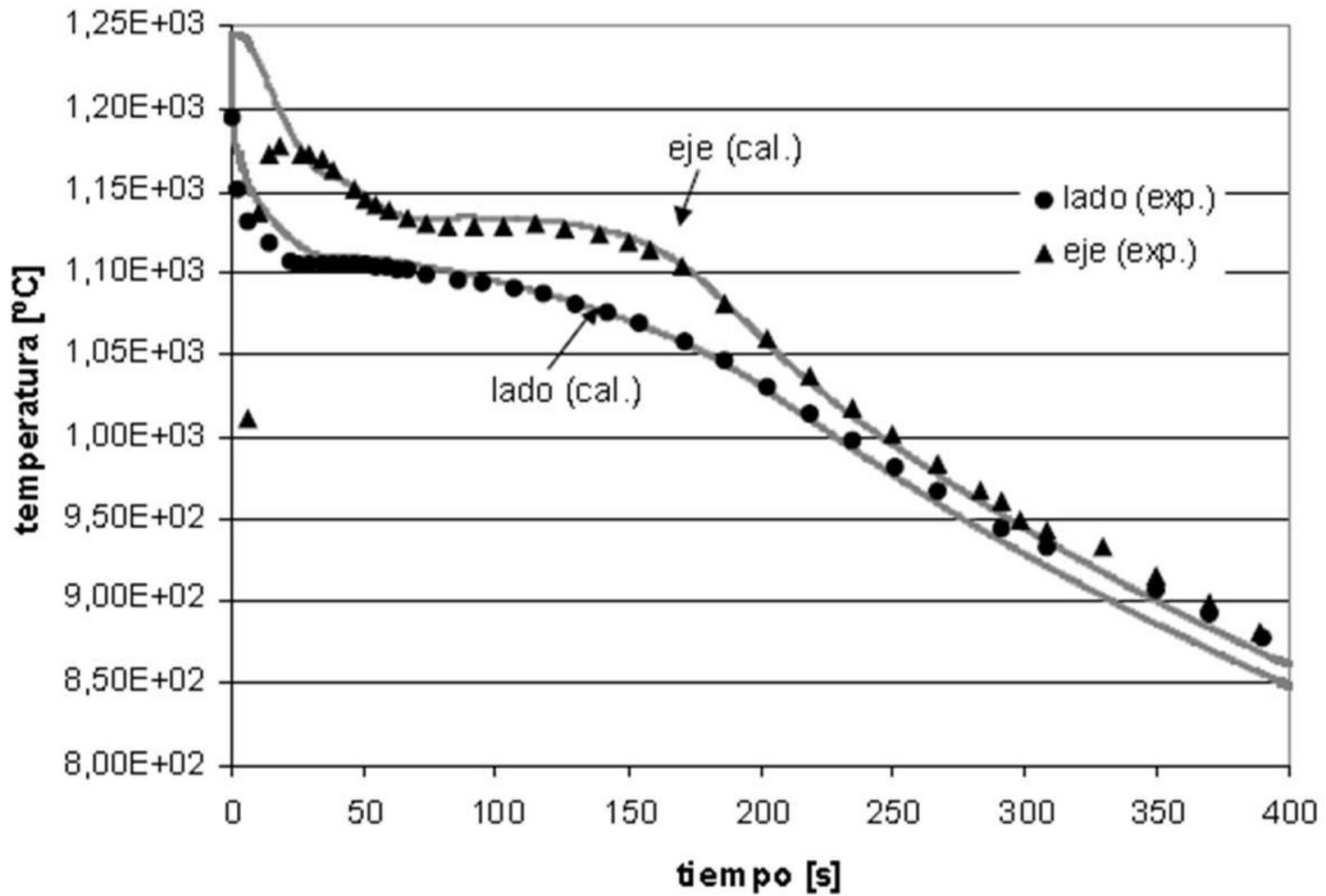


Figura 4-5. Curva de enfriamiento experimental para una pieza de 44 mm en molde de arena (Dardati, 2005).

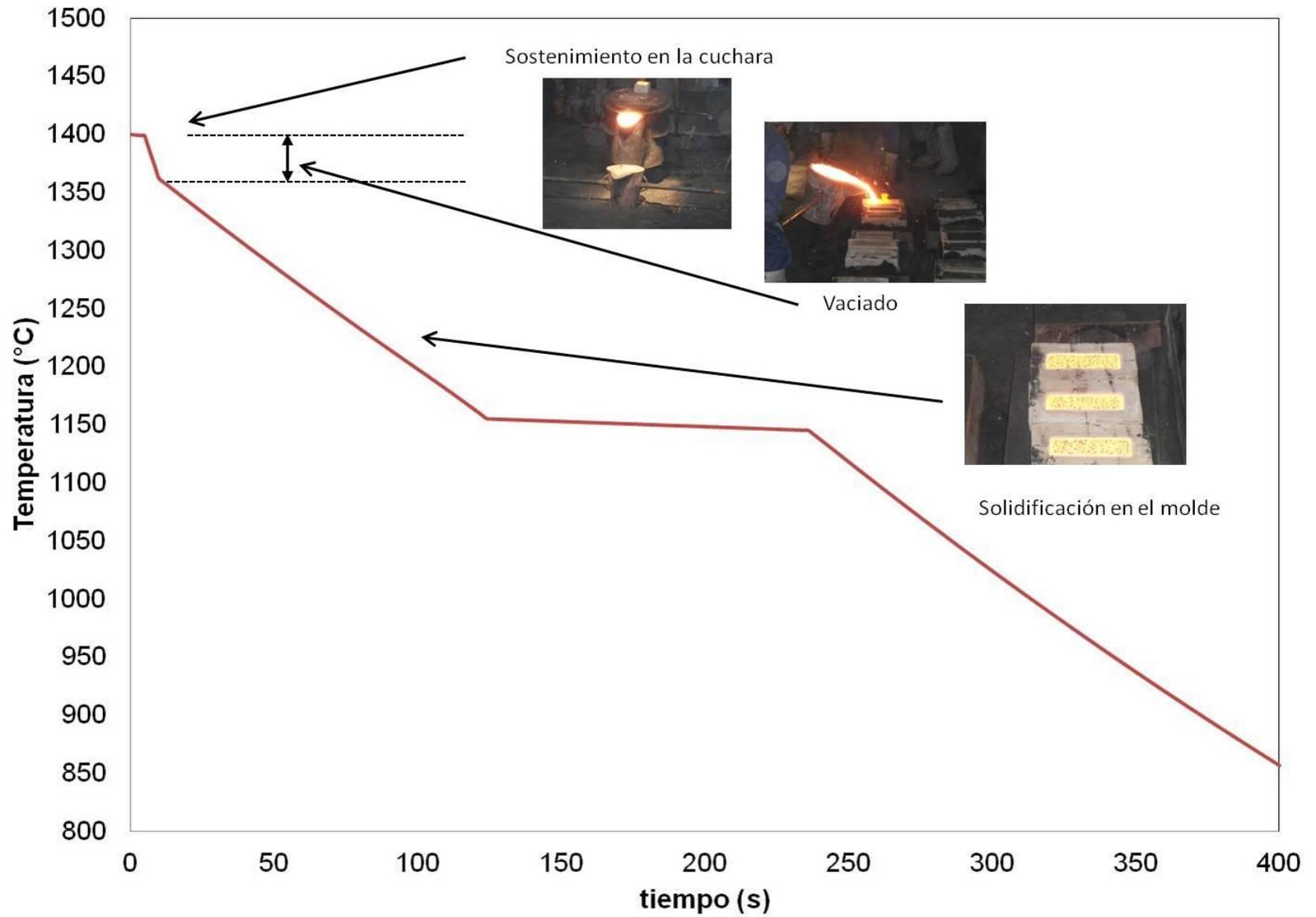


Figura 4-6. Curva numérica con el cambio de coeficiente de transferencia de calor debido al vaciado.

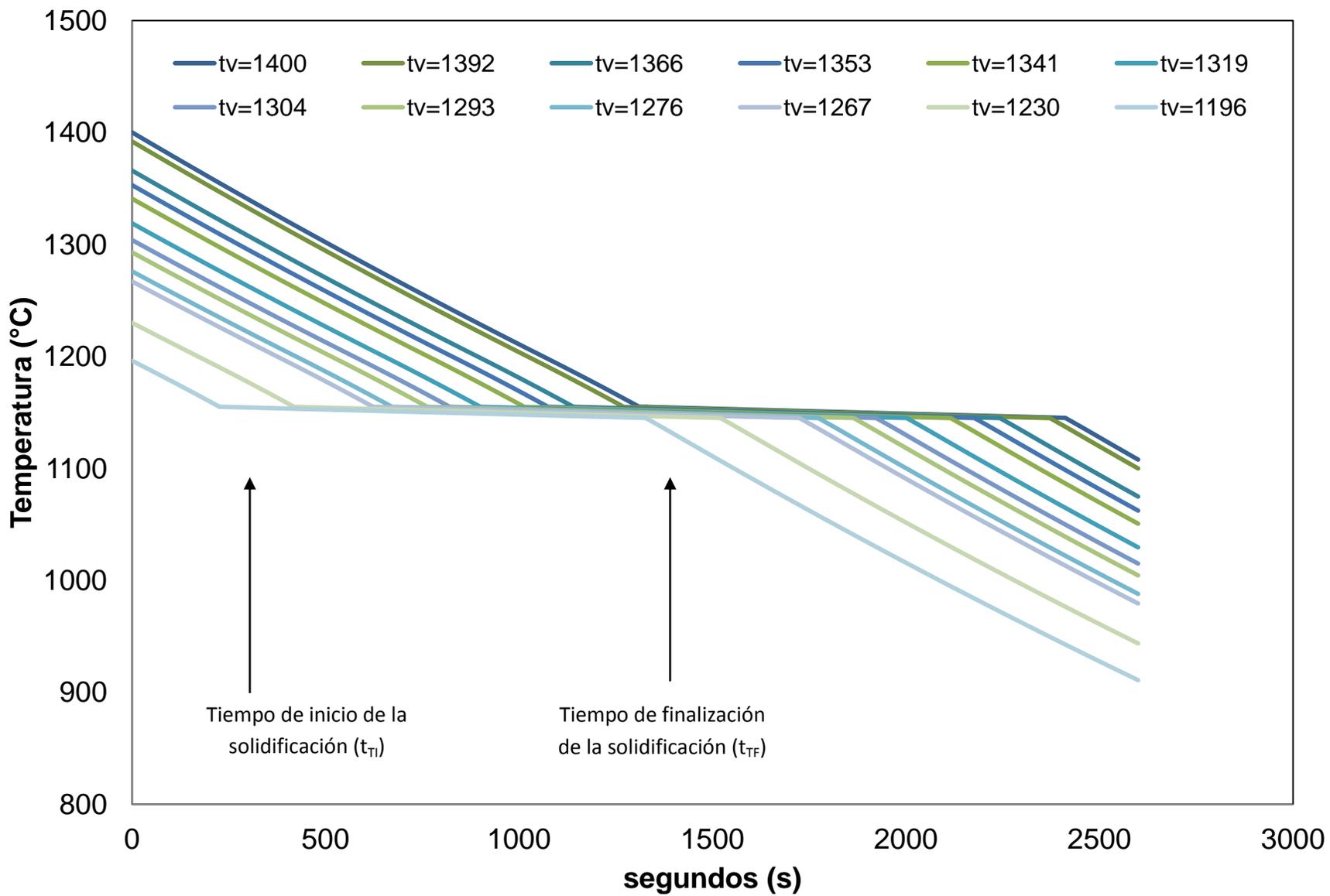


Figura 4-7. Resultados numéricos donde se varía la temperatura inicial y se mantiene constante el coeficiente de transferencia térmica.

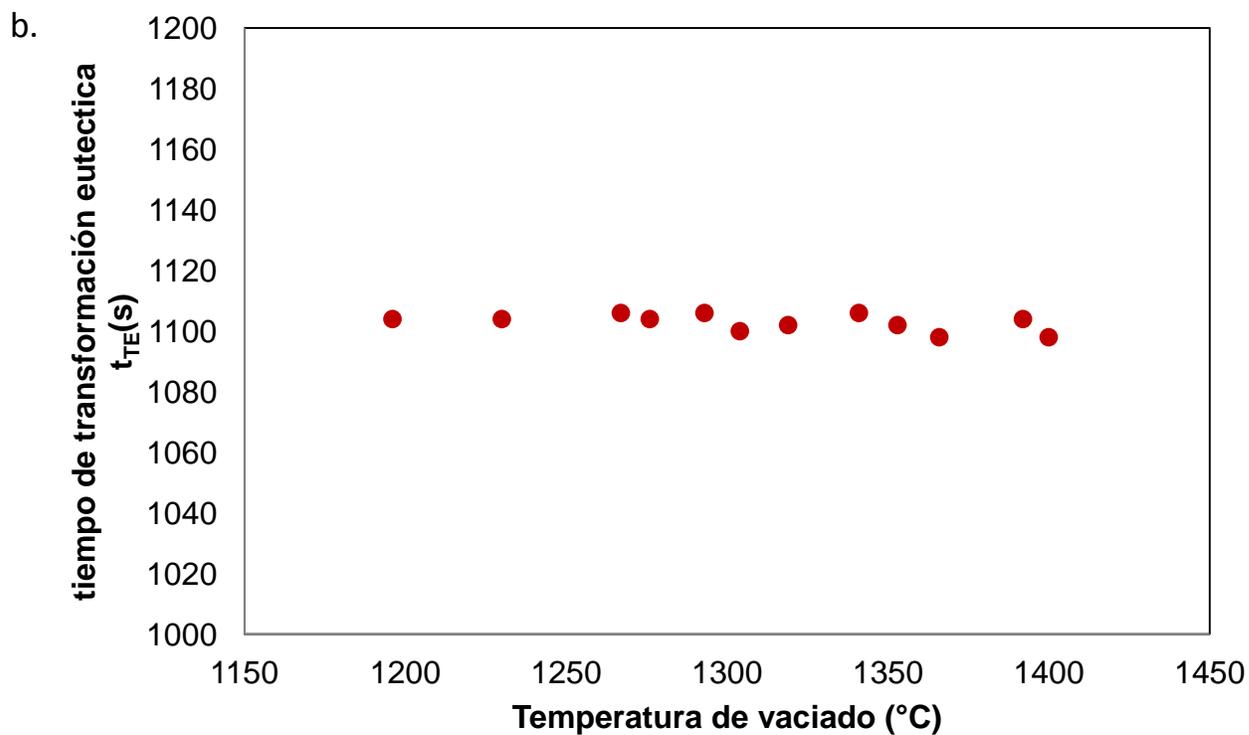
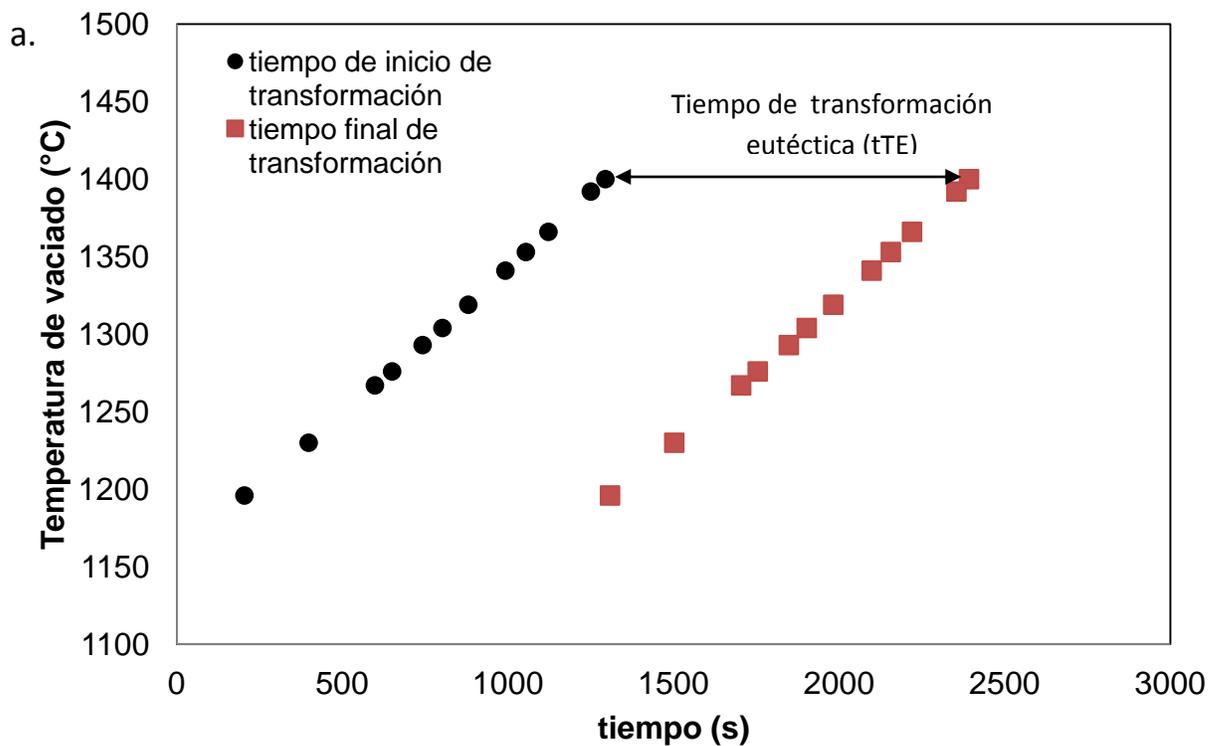


Figura 4-8. Relación de la temperatura de vaciado con: a) tiempos de inicio y finalización de la transformación eutéctica y b) duración de la transformación eutéctica.

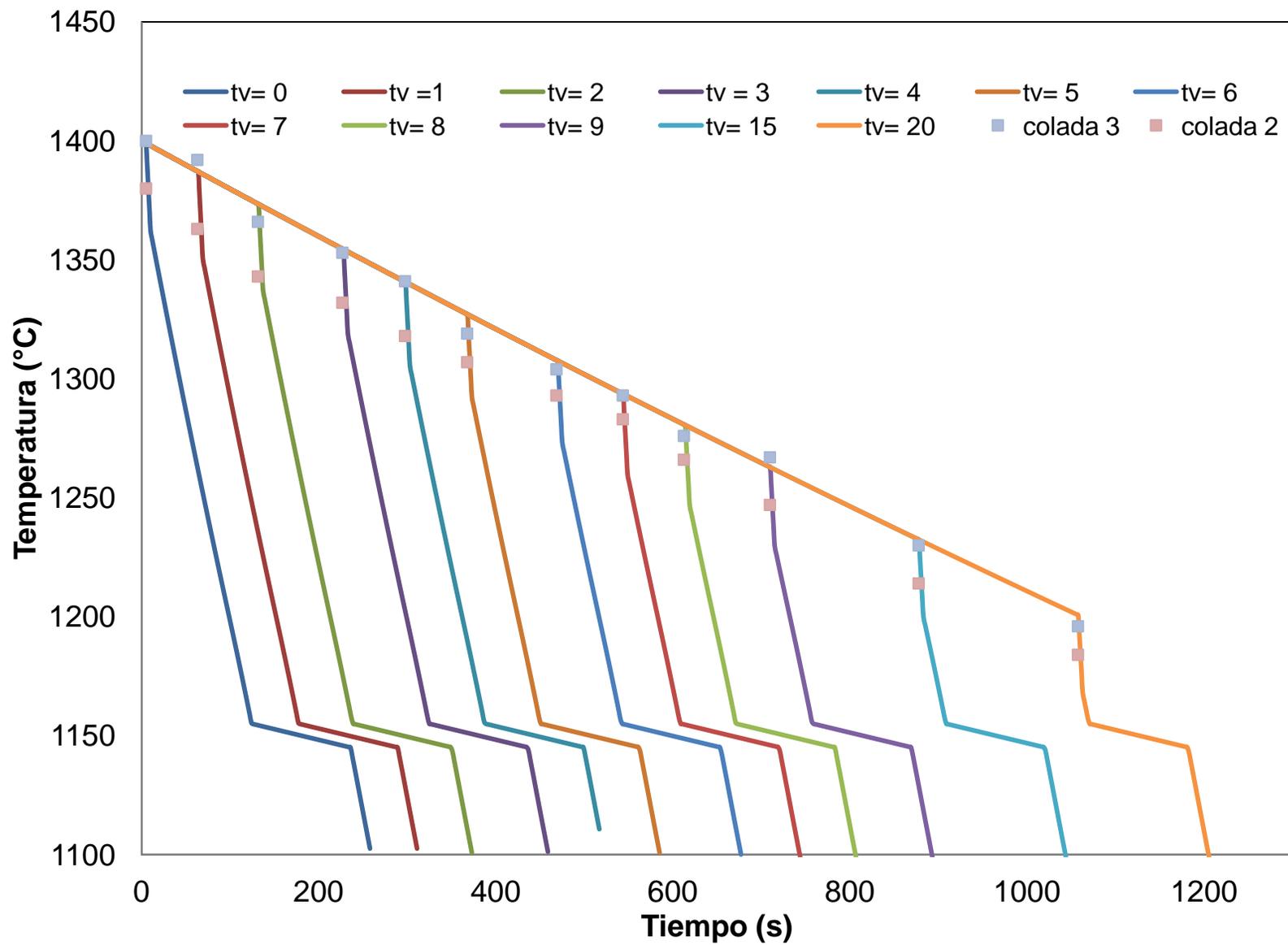


Figura 4-9. Curvas numéricas para el vaciado minuto a minuto después de la inoculación.

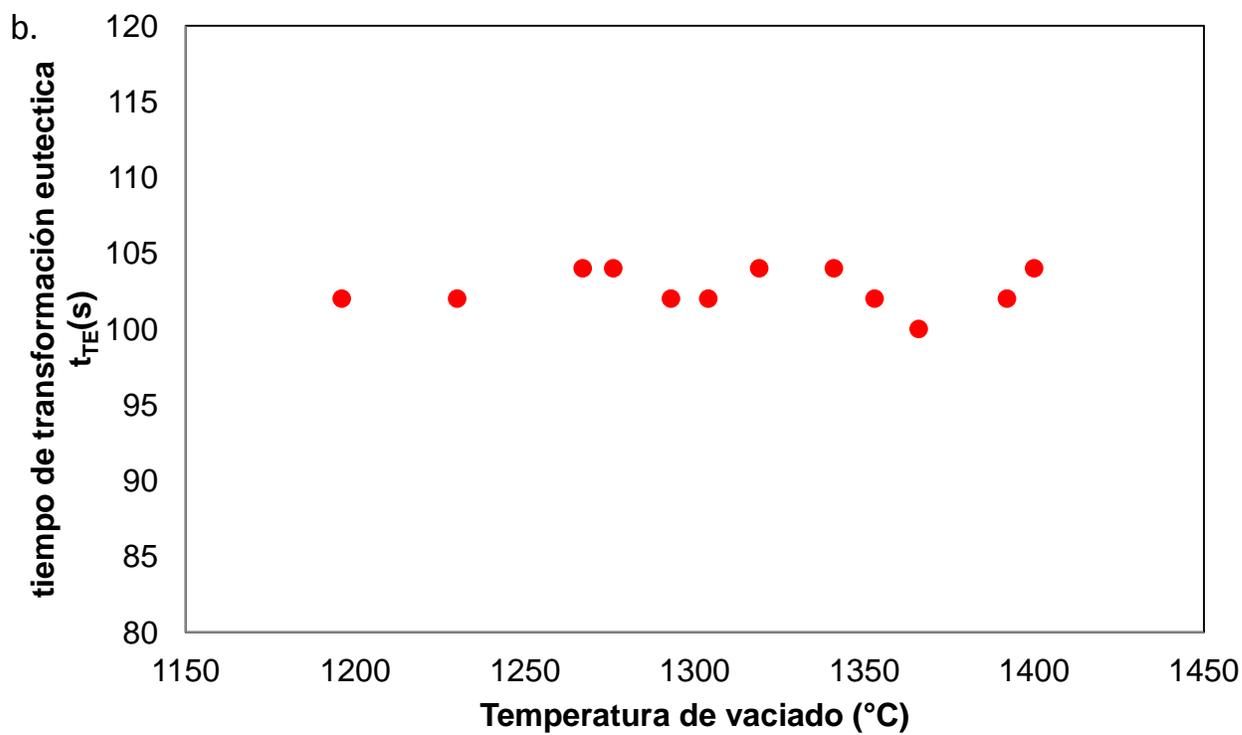
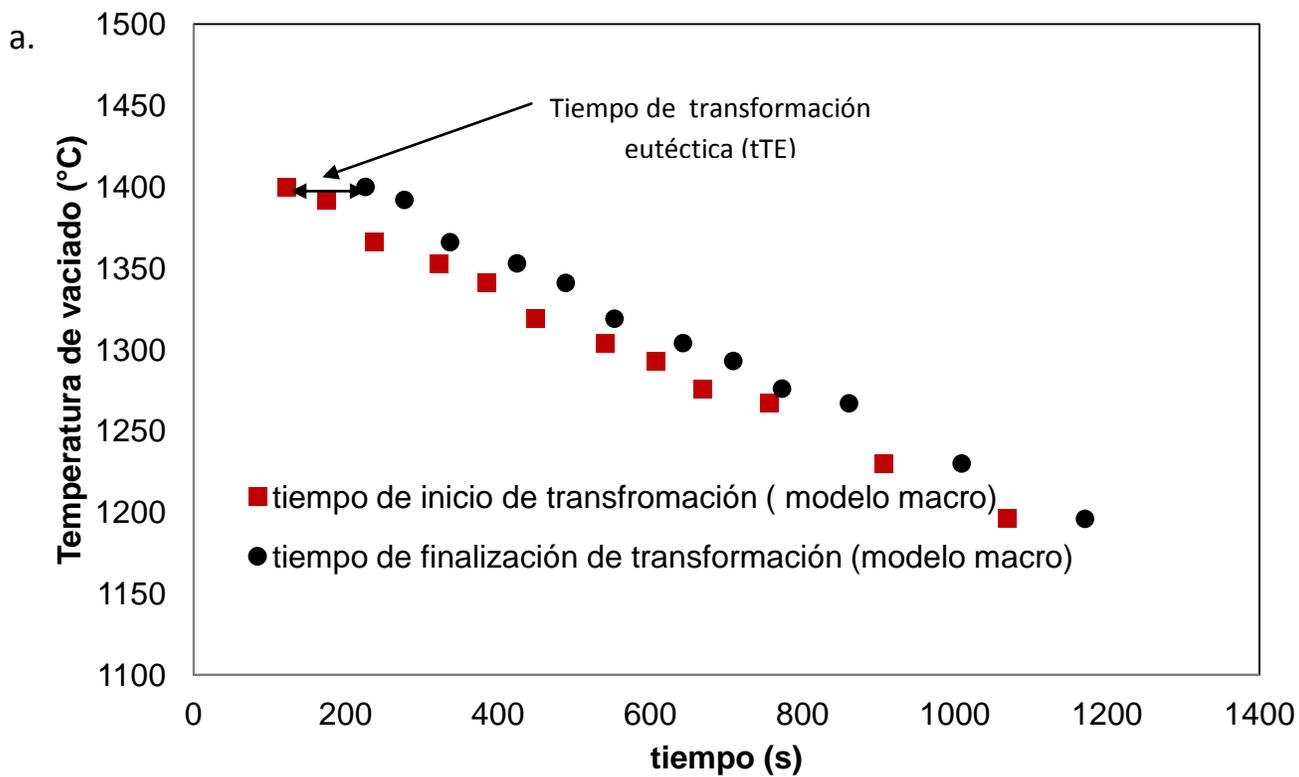


Figura 4-10. Relación entre la temperatura de vaciado con: a) tiempo de inicio y finalización de transformación eutéctica. b) duración de la transformación eutéctica obtenidos mediante el modelo.

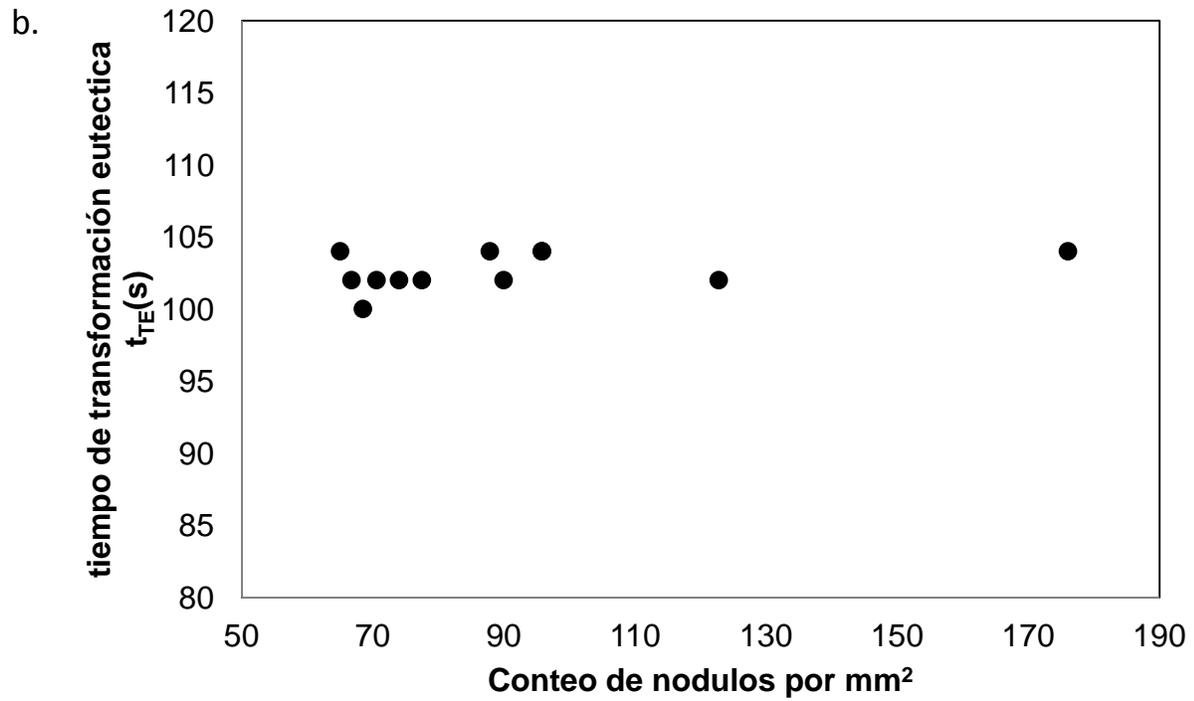
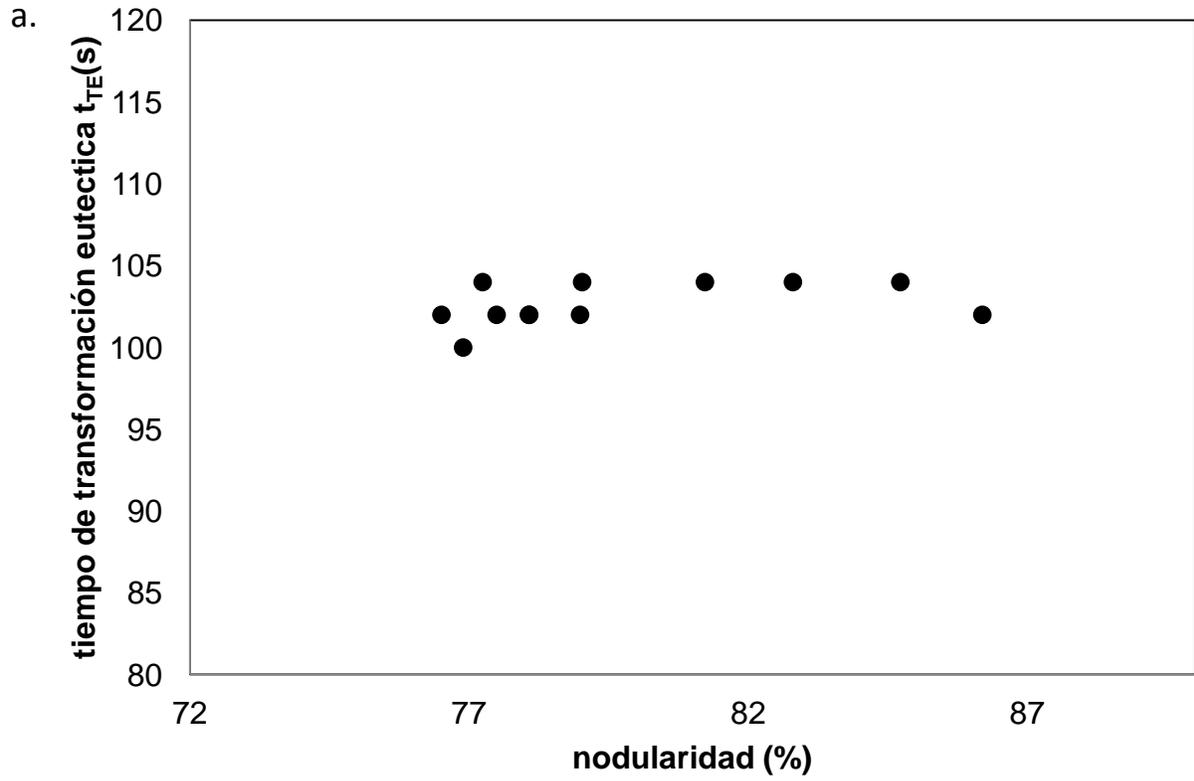


Figura 4-11. Relación entre la duración de la transformación eutéctica obtenidas mediante el modelo y: a). Nodularidad b). Conteo de nódulos/ mm^2 , experimentales

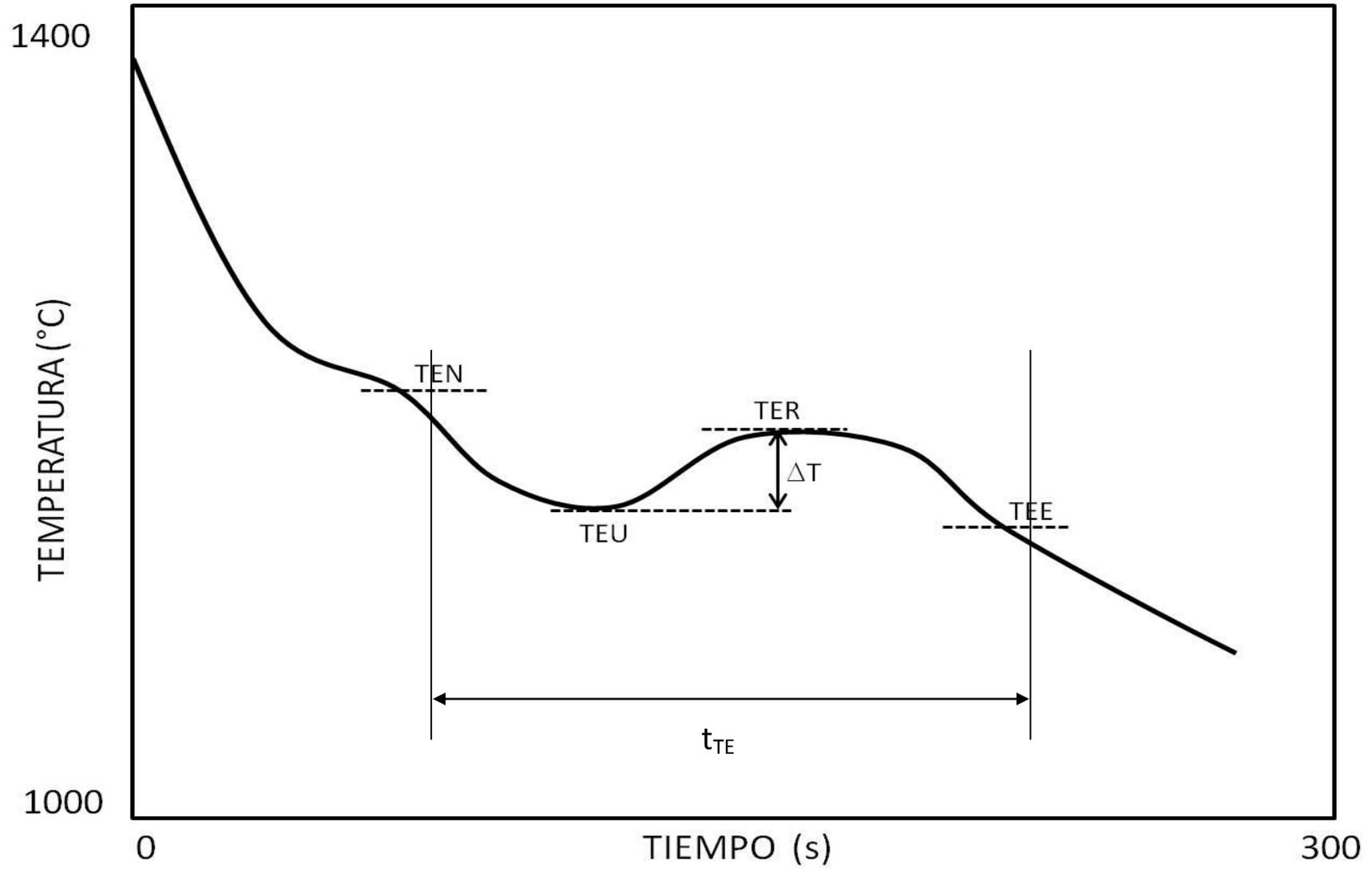


Figura 4-12. Curva de enfriamiento típica y sus puntos característicos (Stefanescu, 1985) .

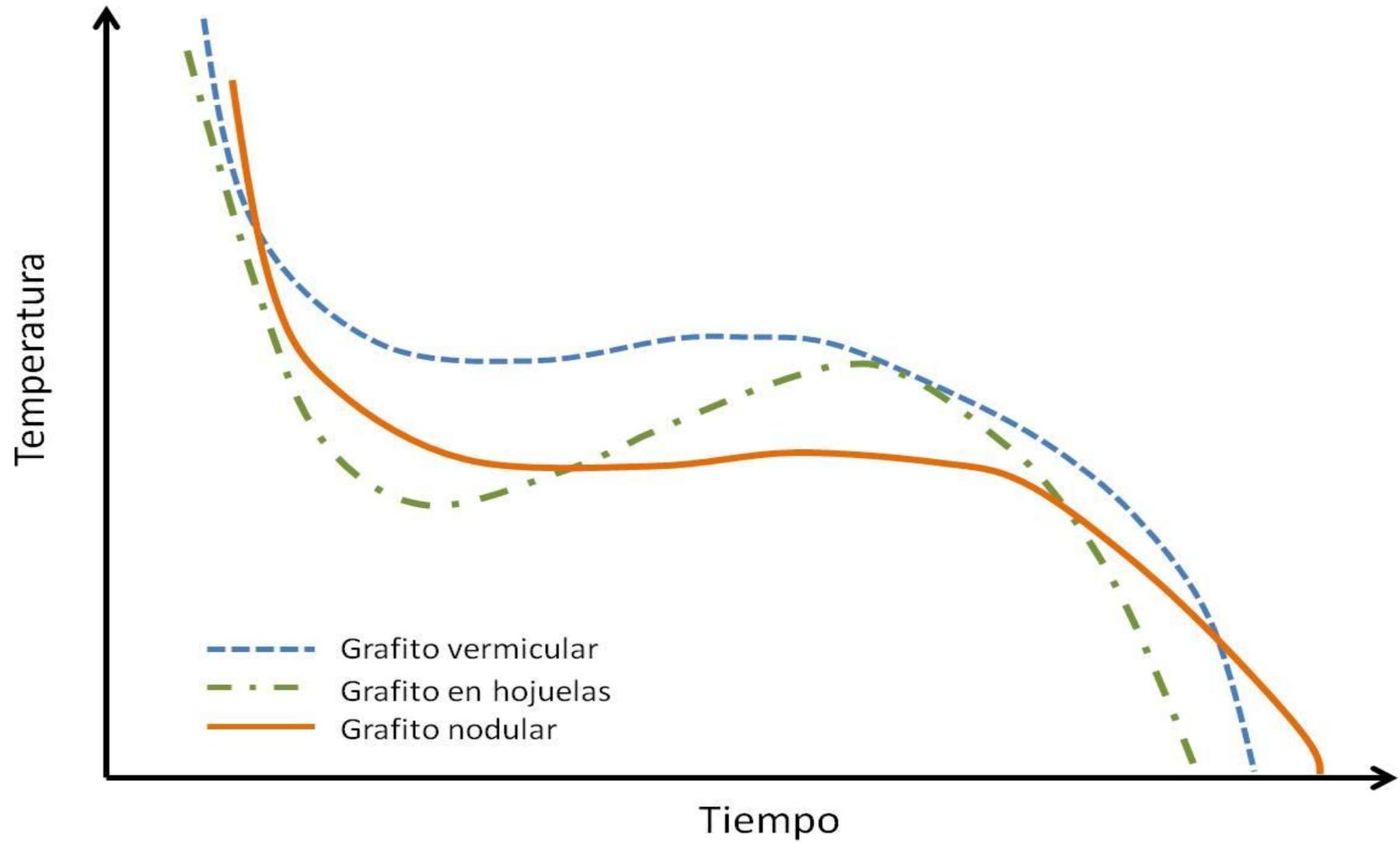


Figura 4-13. Comparación esquemática de la curva de enfriamiento de hierro nodular, vermicular y gris (Stefanescu, 1985).

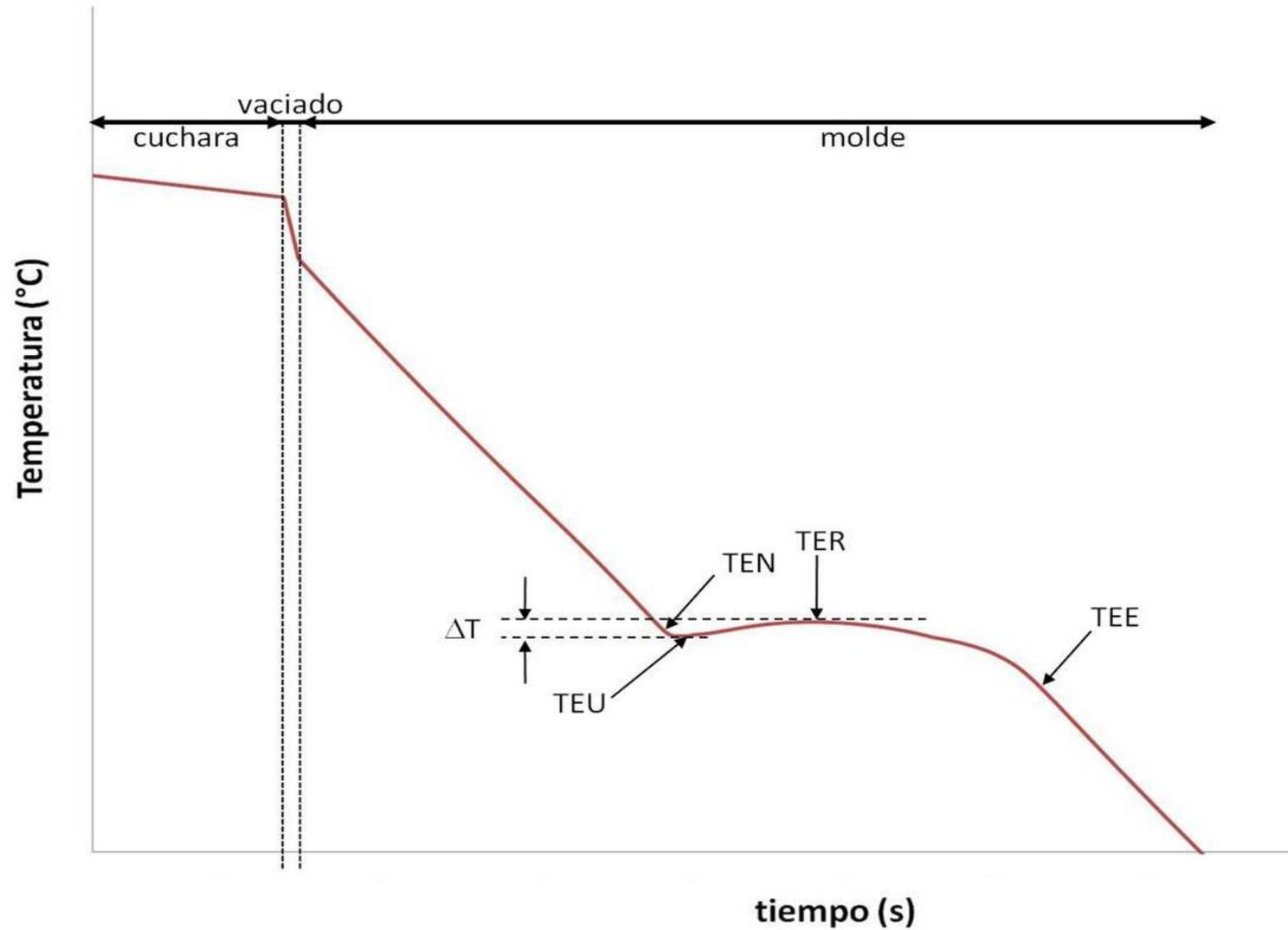


Figura 4-14. Puntos típicos en una curva de enfriamiento en hierros nodulares eutécticos obtenida con un modelo microestructural que refleja los pasos productivos seguidos en el proceso de fundición.

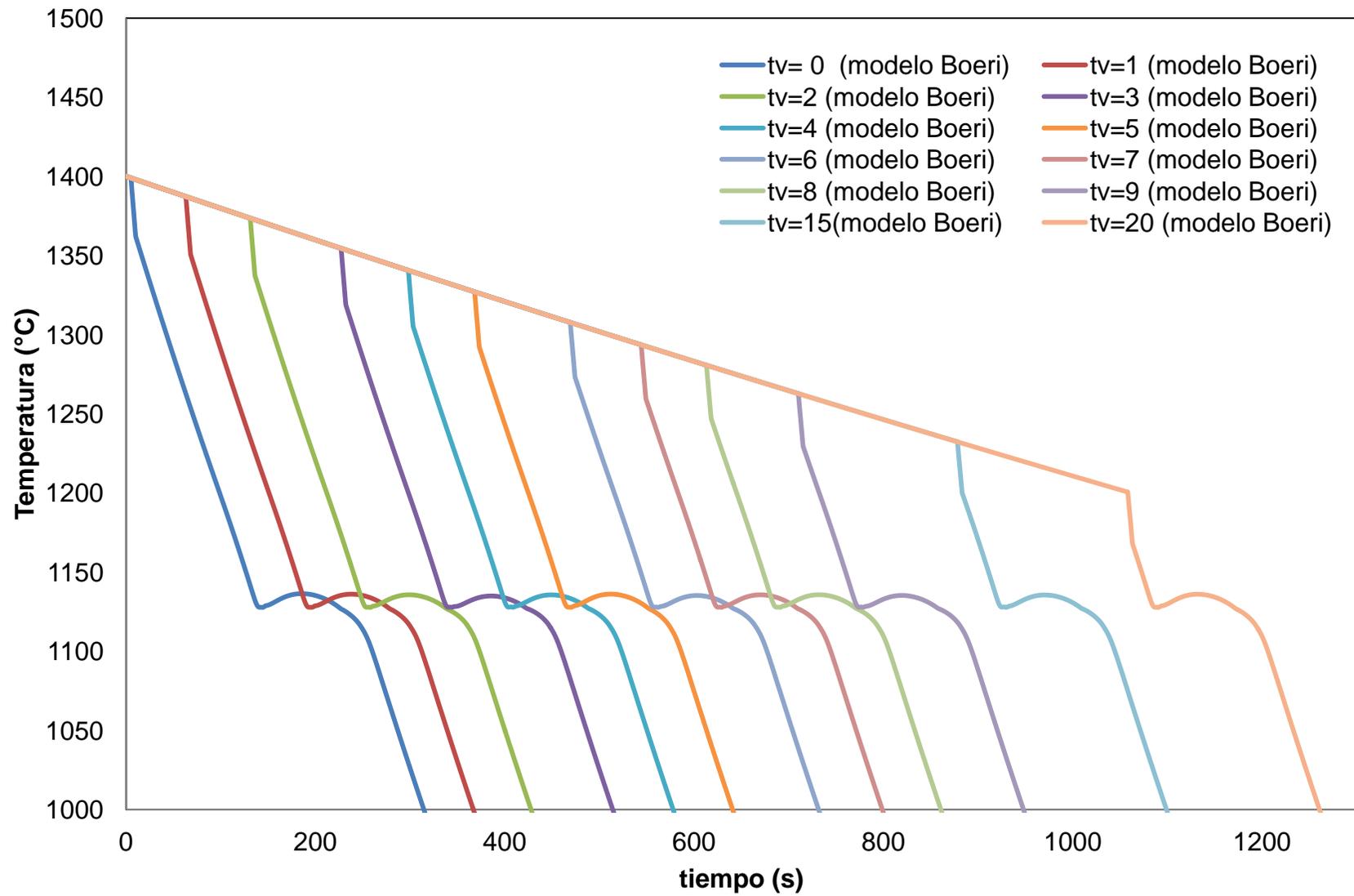


Figura 4-15. Curvas numéricas obtenidas con el modelo micro estructural para el proceso de solidificación con diferentes temperaturas de vaciado.

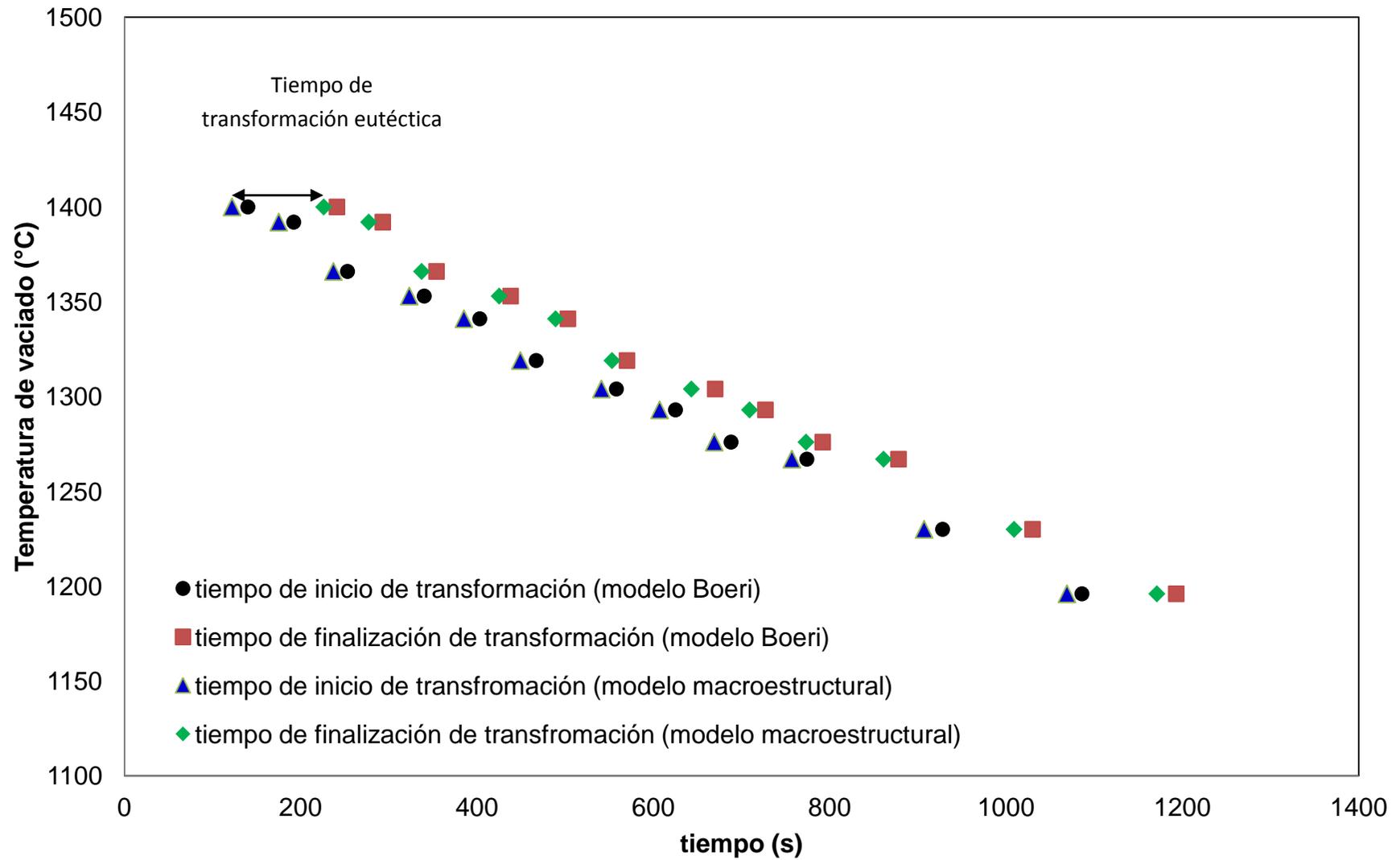


Figura 4-16. Relación entre la temperatura de vaciado con el tiempo de inicio y finalización de transformación eutéctica para modelación macro y micro estructural.

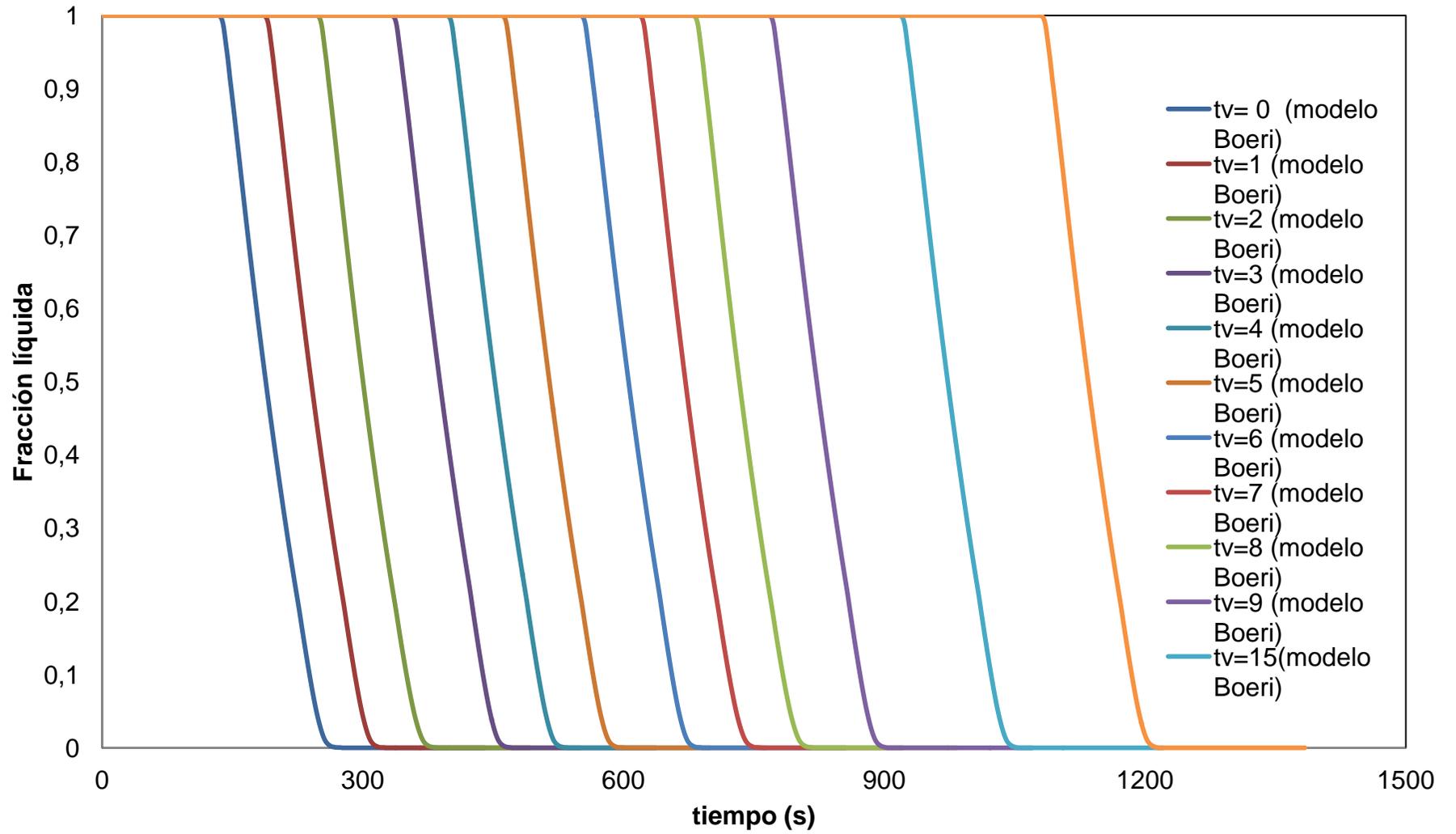


Figura 4-17. Evolución de la fracción líquida para los diferentes tiempos de vaciado...

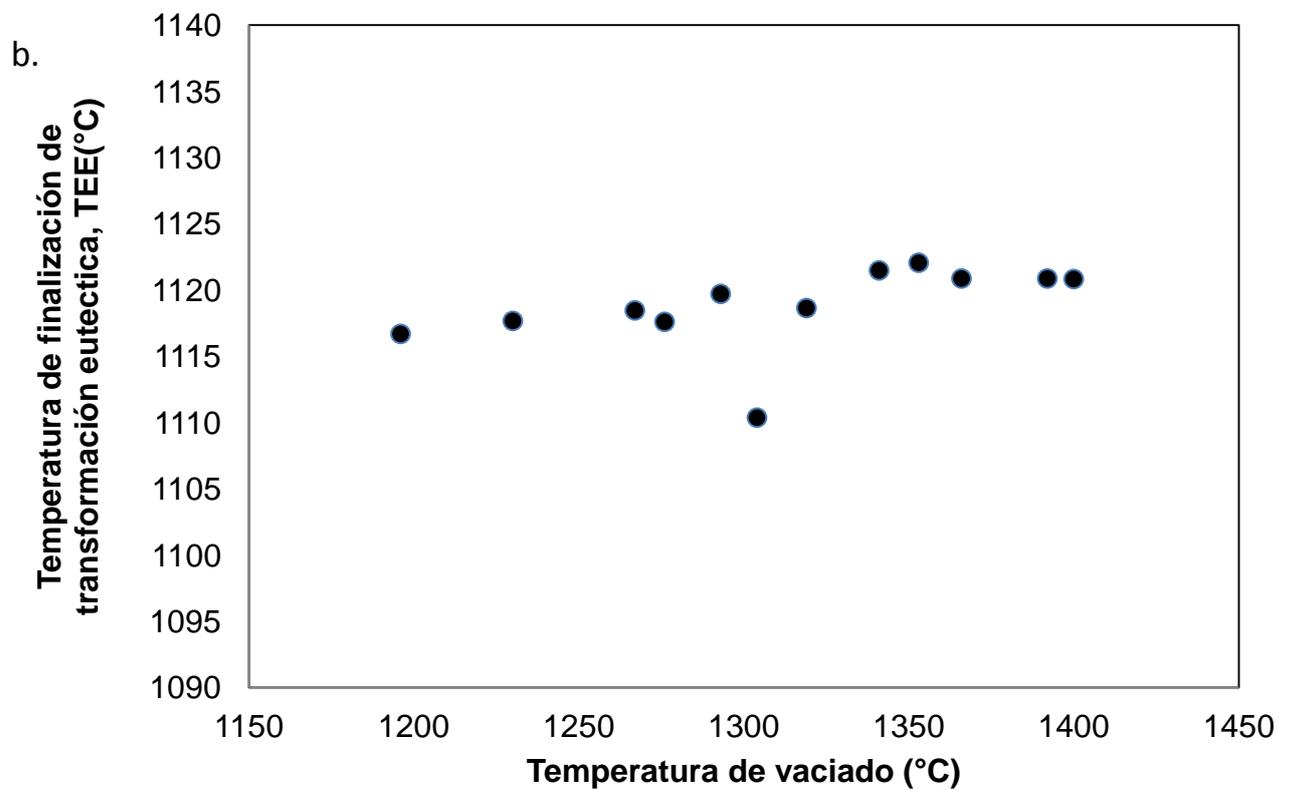
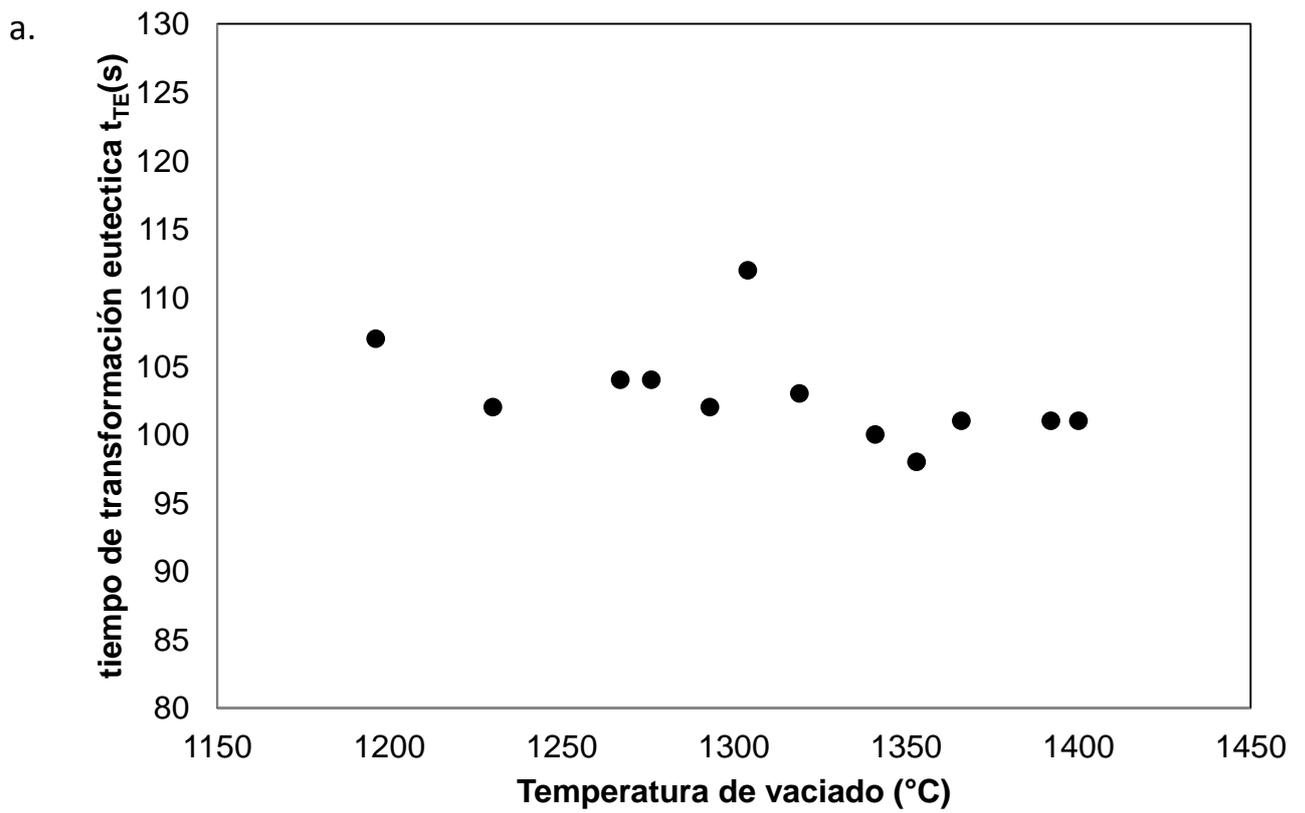


Figura 4-18. Variación de los puntos característicos de enfriamiento modelados con la temperatura de vaciado. a) tiempo de transformación eutéctica t_{TE} . b) Temperatura de finalización de transformación (TEE).

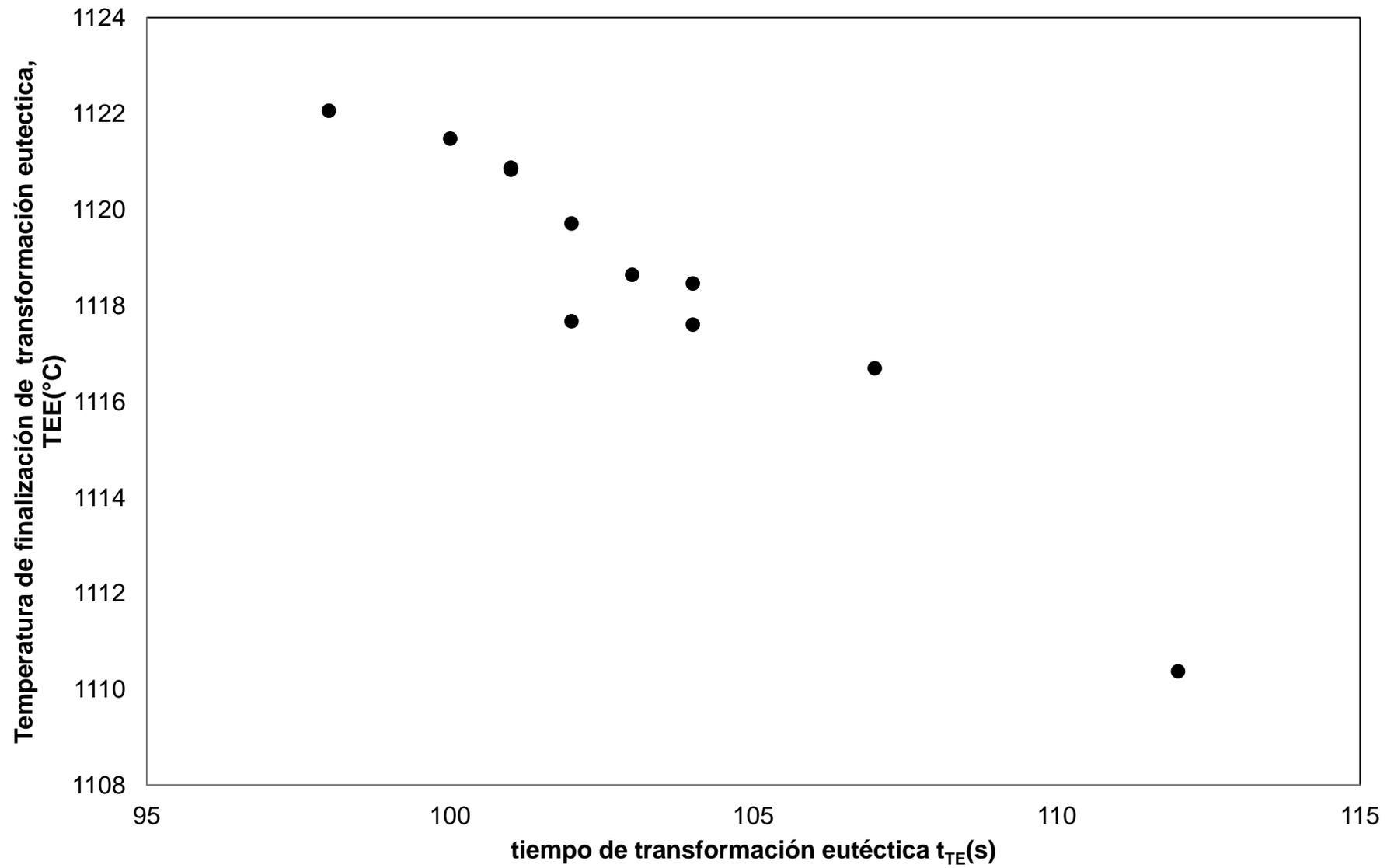


Figura 4-19. Relación entre la Temperatura de finalización y la duración de la transformación eutéctica.

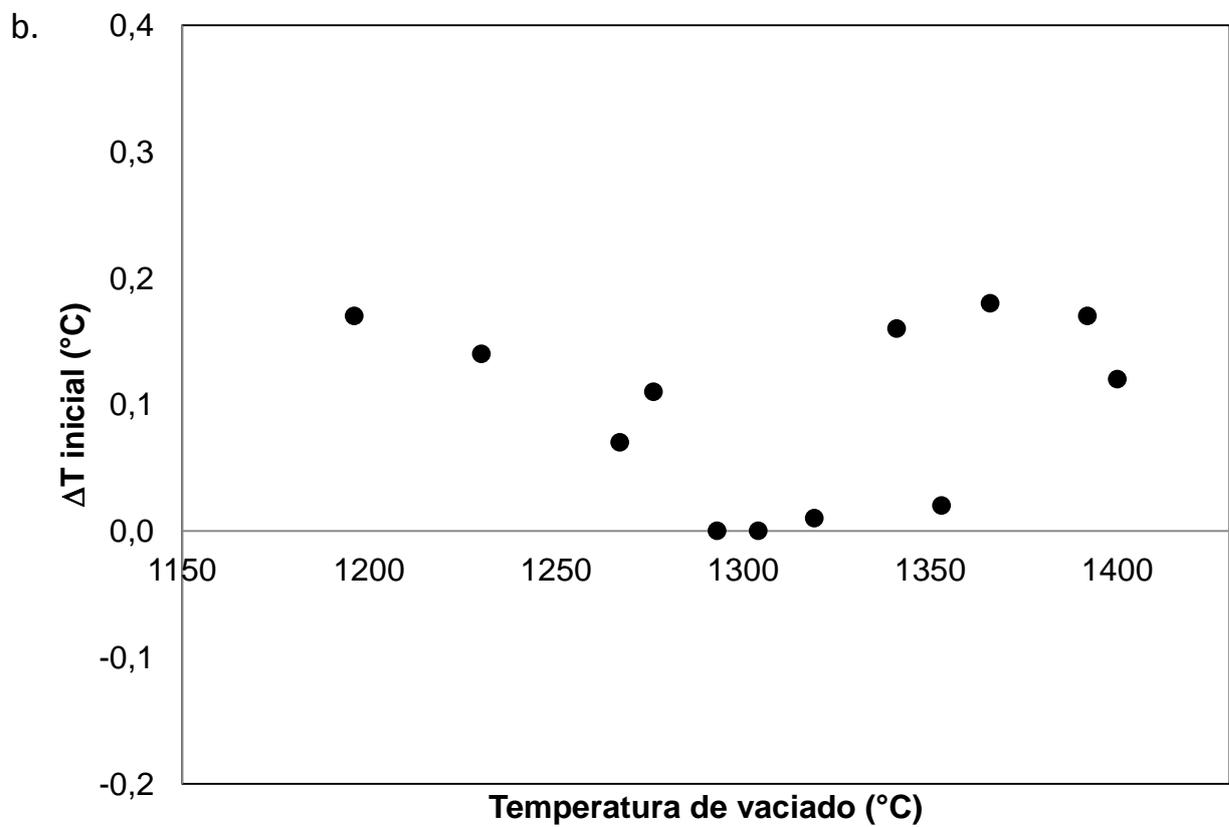
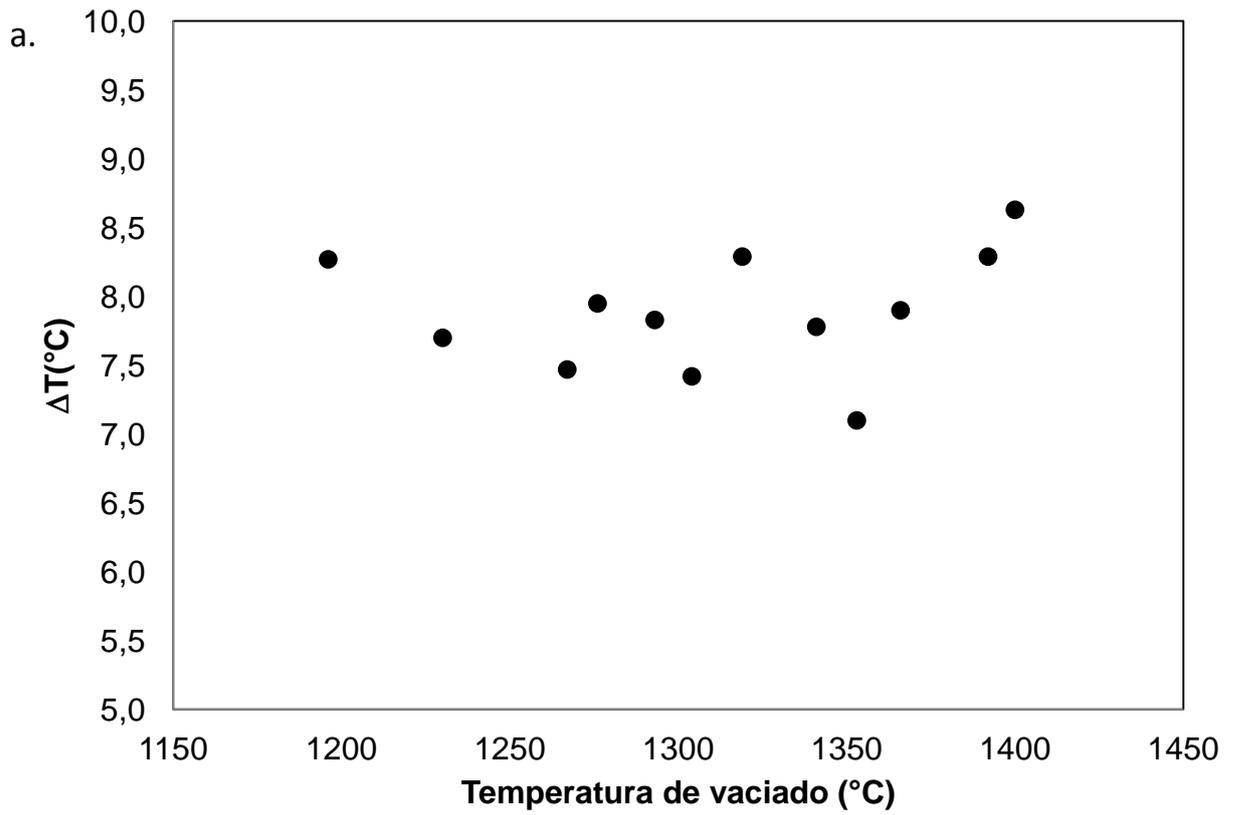


Figura 4-20. Variación de los puntos característicos de enfriamiento modelados con la temperatura de vaciado. a) sobre enfriamiento eutéctico. b) sobre enfriamiento inicial.

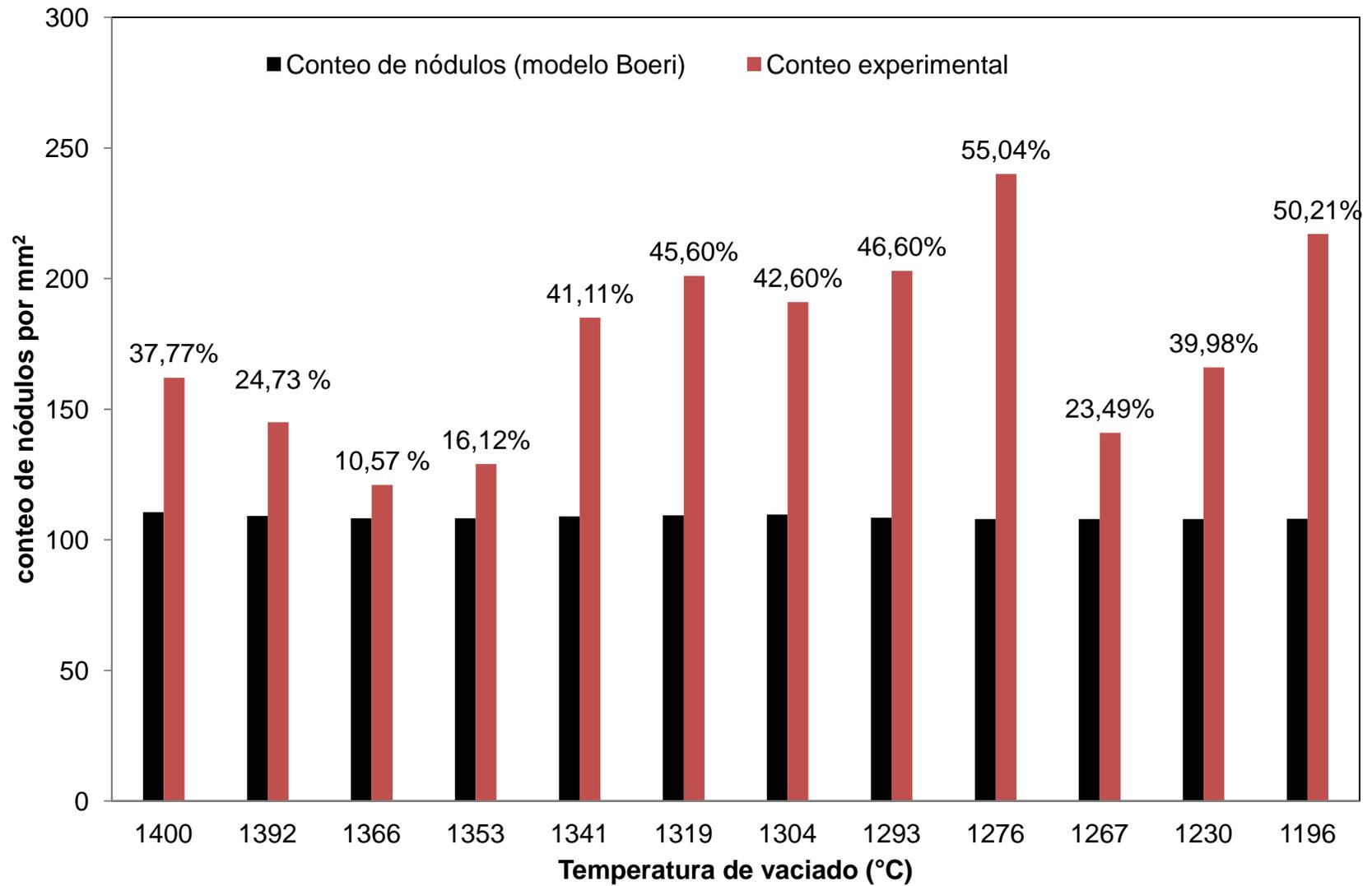


Figura 4-21. Comparación entre el conteo numérico y conteo experimental de nódulos con la temperatura de vaciado, en donde se puede observar que el porcentaje de mayor error numérico se encuentra entre 1341°C y 1276°C de temperatura de vaciado.

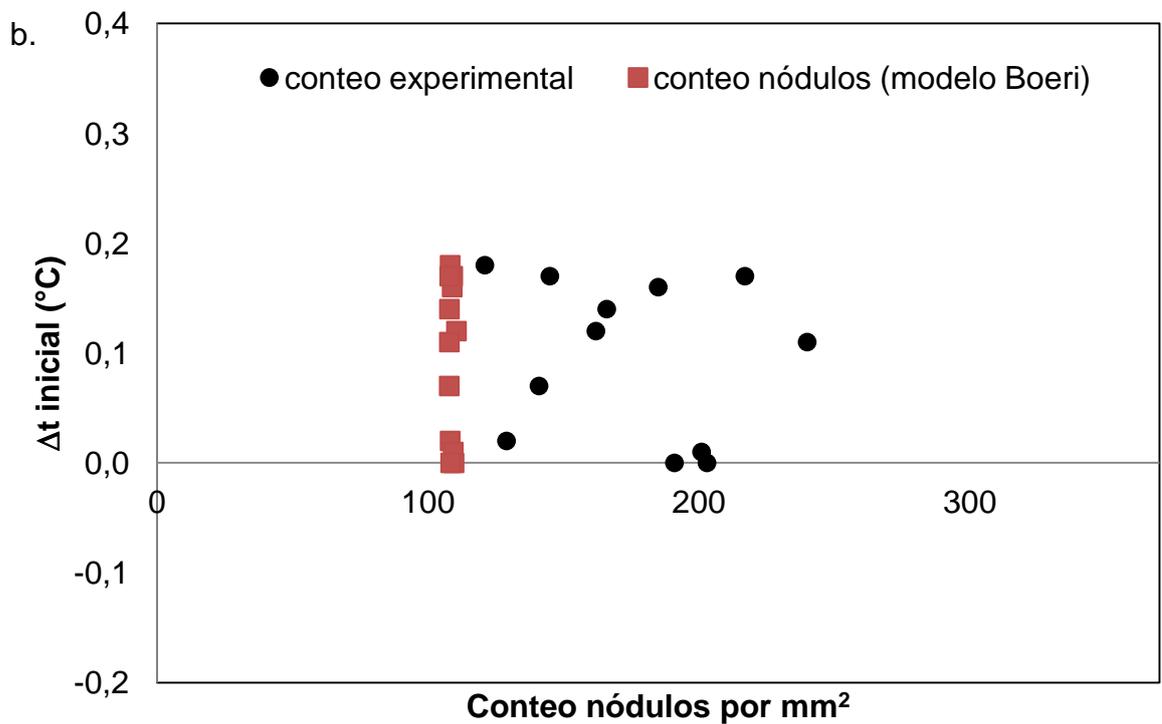
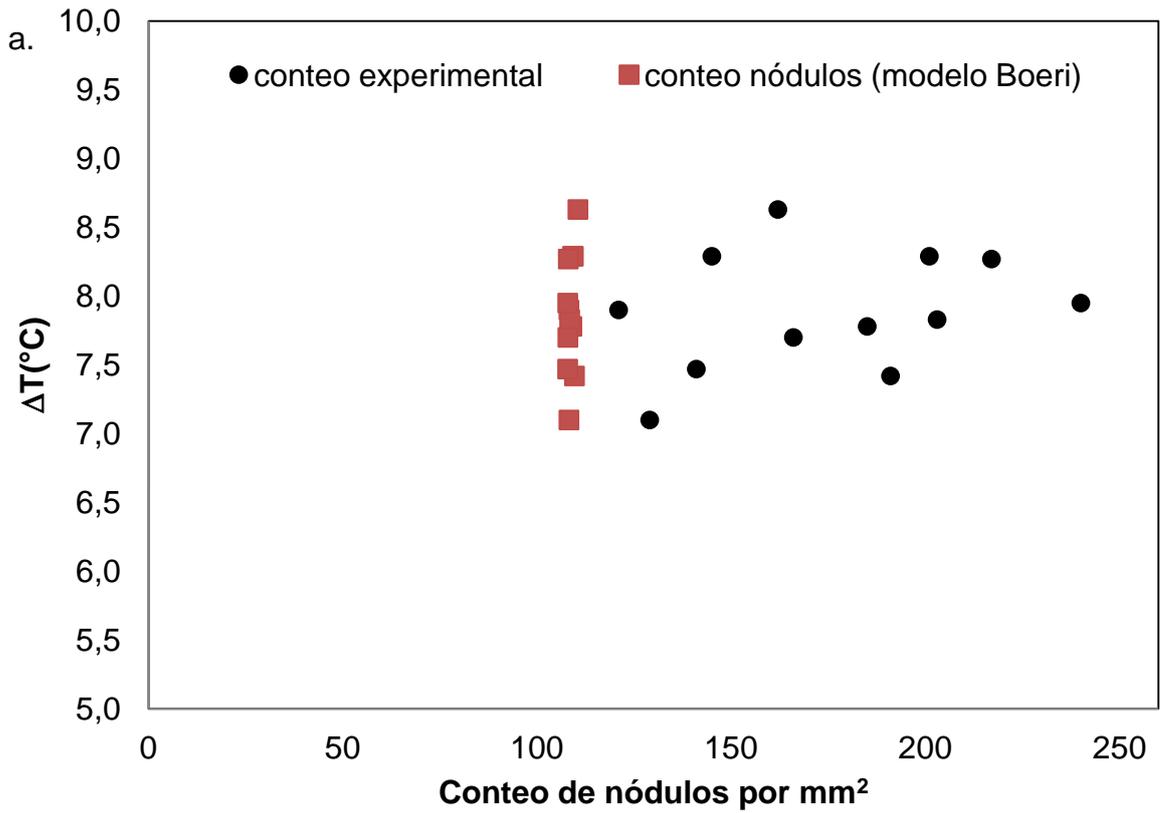


Figura 4-22. Variación de los puntos característicos de enfriamiento modelados con el conteo de nódulos. a). sobre enfriamiento eutéctico. b) sobre enfriamiento inicial.

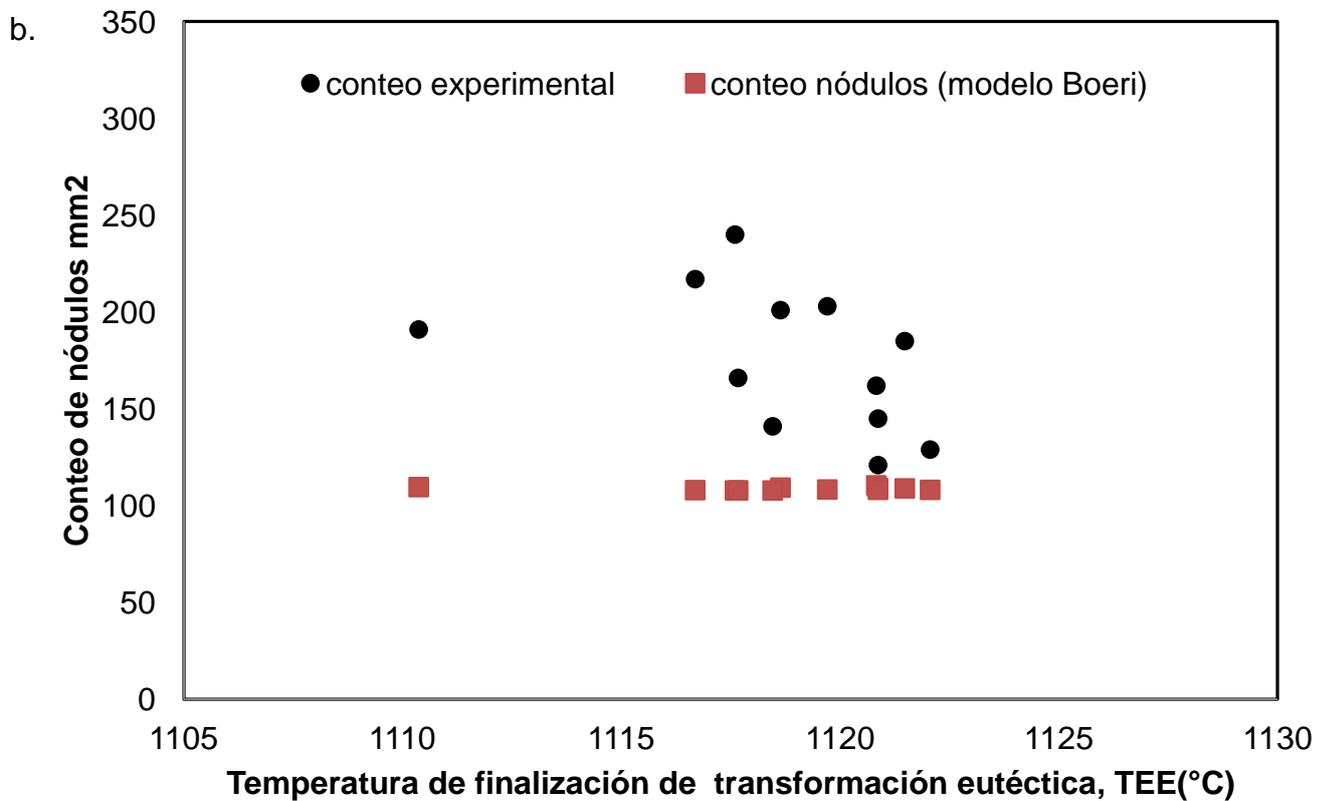
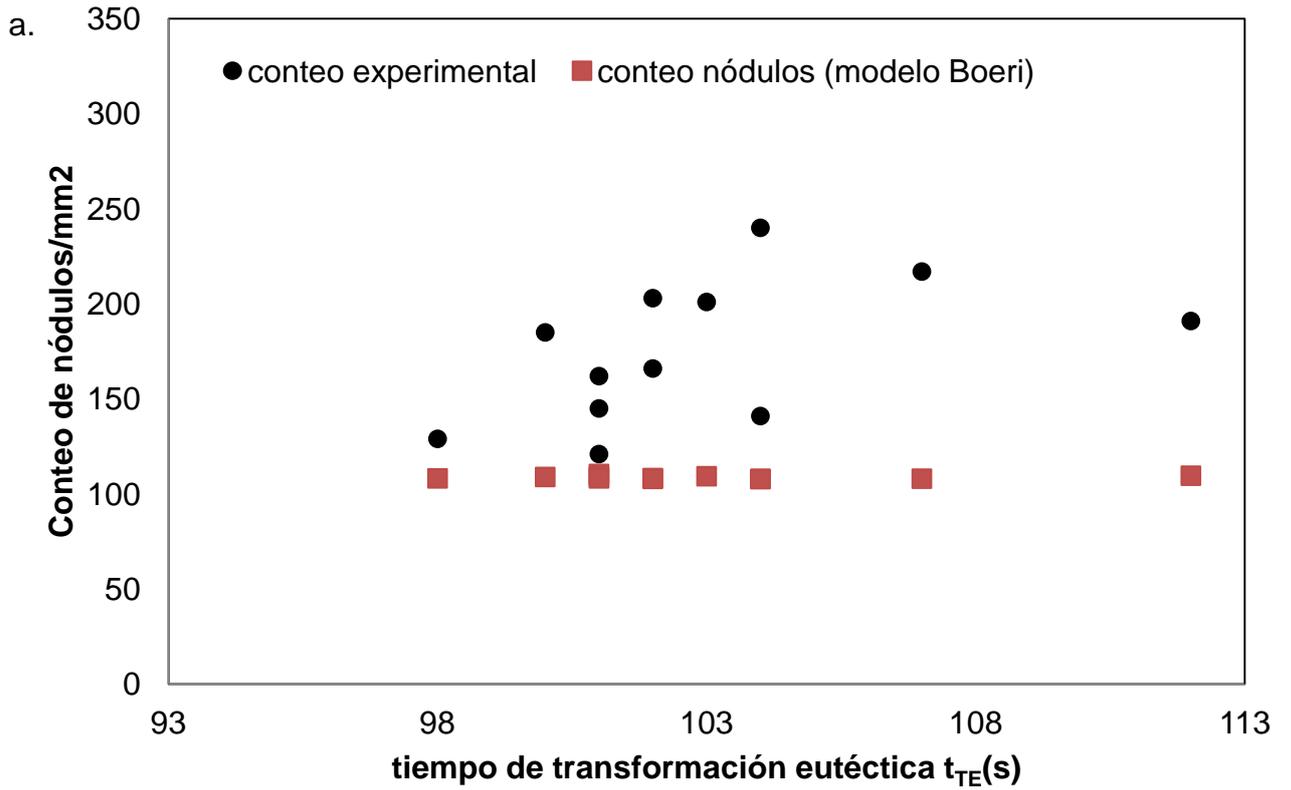


Figura 4-23. Variación de los puntos característicos de enfriamiento modelados con el conteo de nódulos. a) duración de la transformación eutéctica. b) Temperatura de finalización de transformación

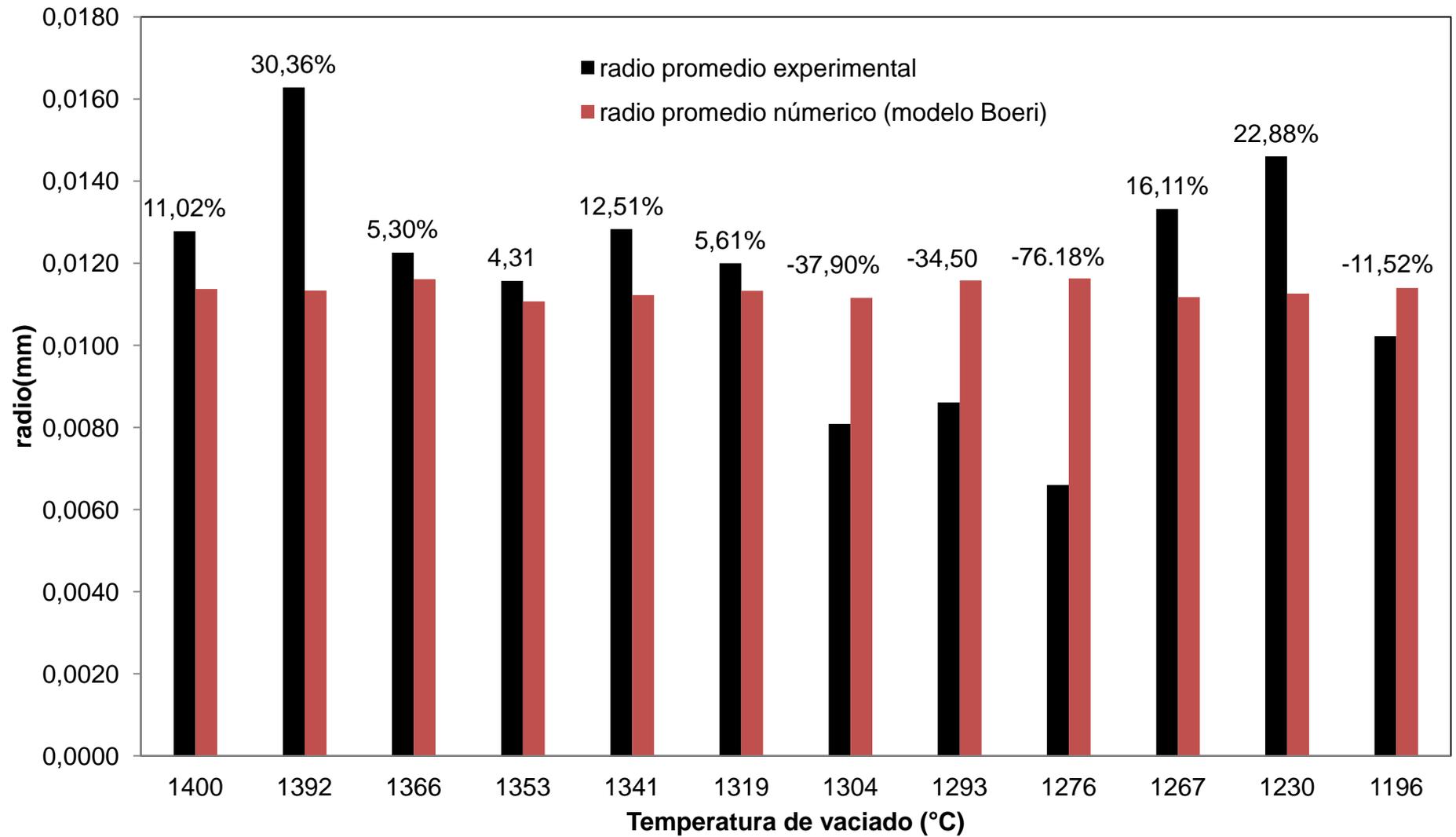


Figura 4-24. Relación radio promedio con la temperatura de vaciado con el porcentaje de error incurrido en radio numérico.

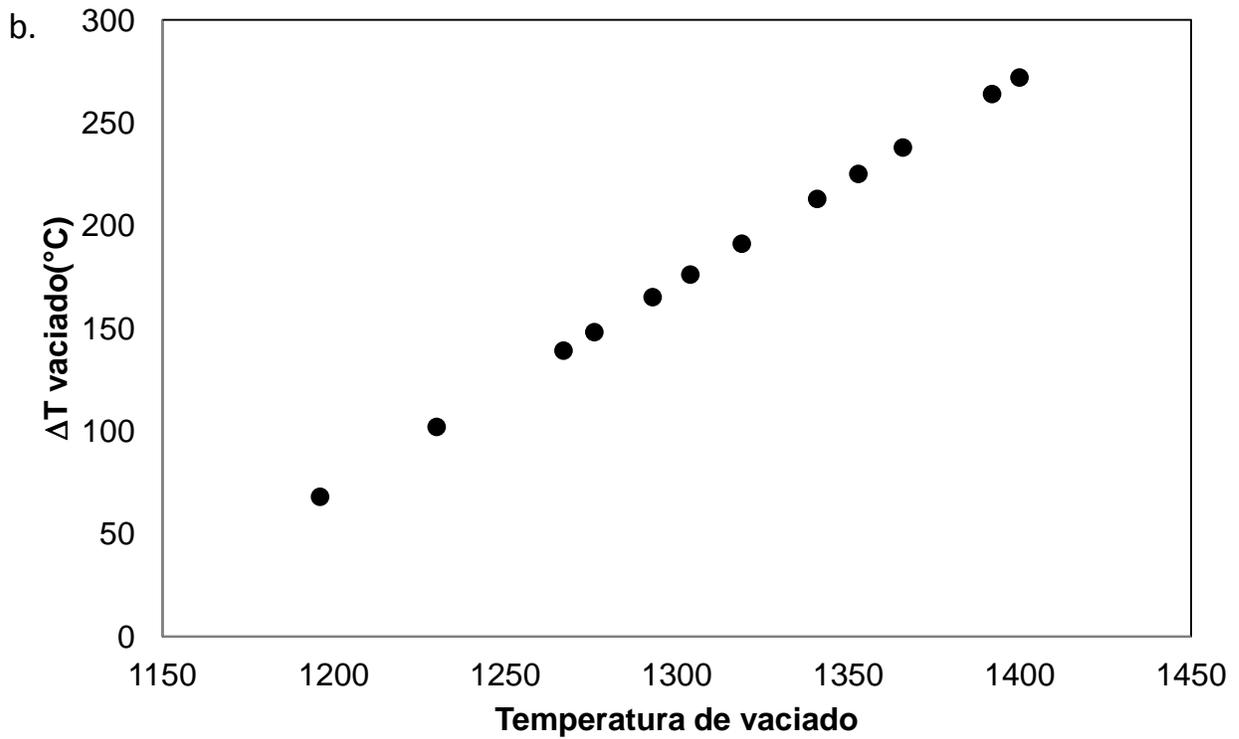
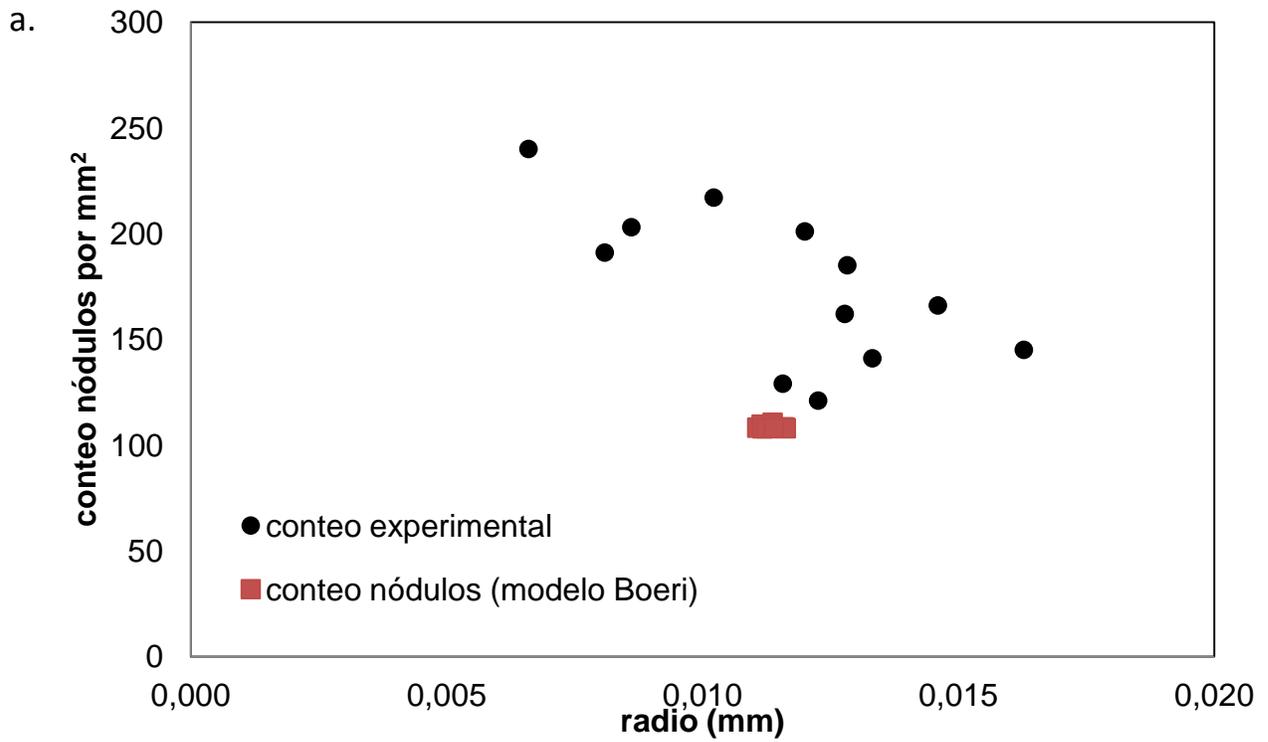


Figura 4-25. Explicación para el comportamiento del conteo de nódulos. a) Conteo de nódulos vs radio b) sobre-enfriamiento de vaciado vs temperatura de vaciado

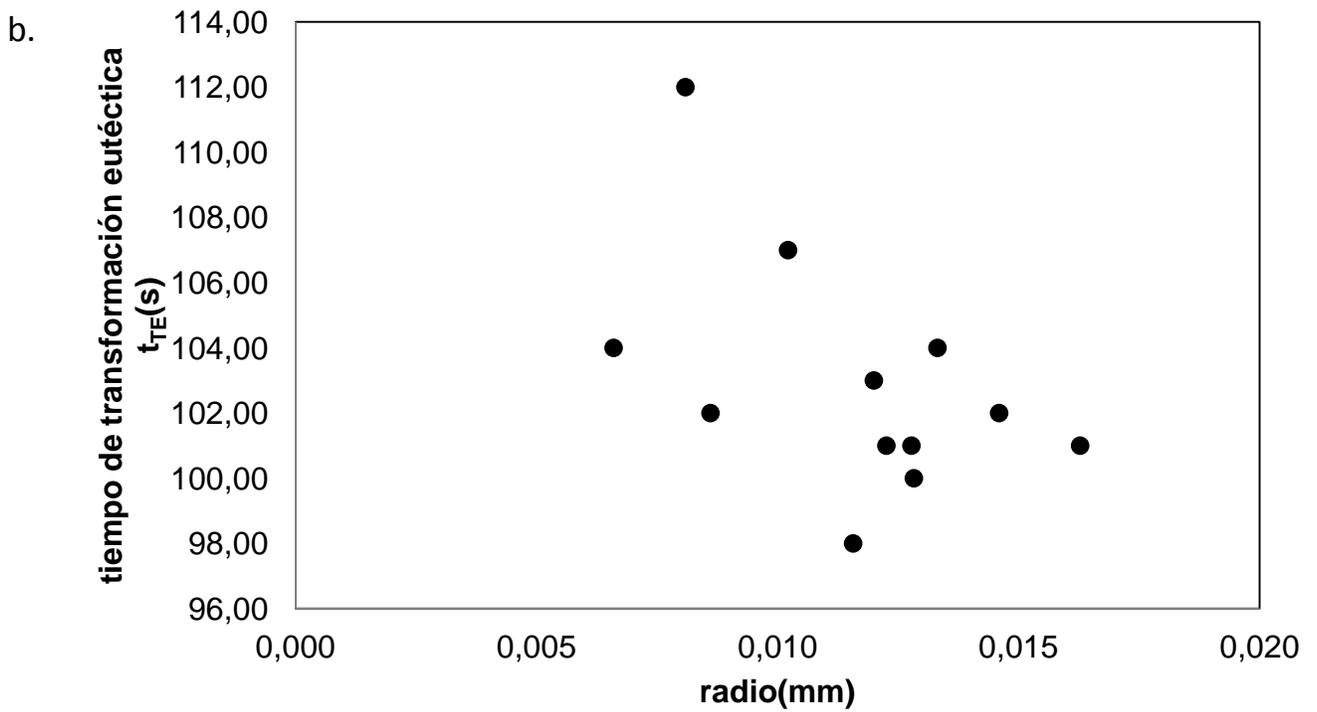
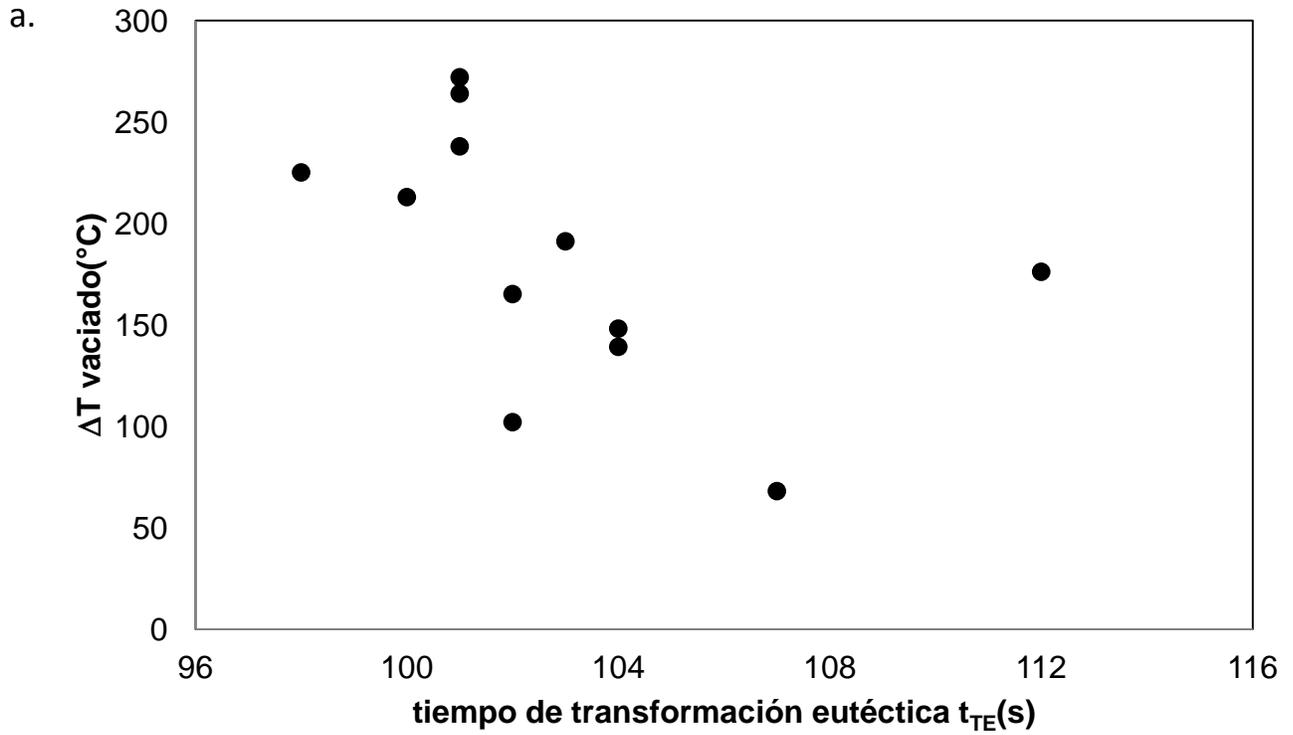


Figura 4-26. Explicación para el comportamiento del conteo de nódulos II. a) sobre-enfriamiento de vaciado vs tiempo de transformación eutéctica b) duración de la transformación eutéctica con el radio

5. FORMACIÓN Y CRECIMIENTO DE NÓDULOS.

En el pasado varios investigadores han planteado modelos microestructurales para simular el proceso de solidificación de hierros nodulares, los cuales reflejan la teoría de su preferencia, ya sea la uninodular (sección 2.4.1.3) o la plurinodular (sección 2. 4.1.4). Dentro de los modelos propuestos se han incluido, además del proceso de solidificación eutéctica, otras transformaciones como la solidificación de la austenita primaria, la posibilidad de la formación de la fundición blanca y la transformación eutectoide. Sin embargo, todos los autores consultados simplifican el proceso de difusión del carbono al idealizar el nódulo como una esfera perfecta que no cambia su geometría durante el proceso de solidificación.

El primer modelo que incorporaba el proceso de crecimiento de los nódulos y por ende la solidificación eutéctica fue planteado por Su et al. (1984). Ellos presentaron un modelo numérico para la simulación de la solidificación de la fundición dúctil bajo la teoría uninodular y los resultados fueron comparados con los obtenidos experimentalmente, concluyendo que la diferencia entre los resultados que encontraron se debe a que la nucleación de la fundición esferoidal probablemente no se vea interrumpida definitivamente con la recalcificación sino que se produce durante toda la solidificación.

Un siguiente avance en la teoría uninodular fue el realizado por Fredriksson et al. (1984), los cuales modelaron la solidificación de la fundición gris y de la fundición nodular, en ambos casos considerando la posibilidad de la formación de fundición blanca. Posteriormente Stefanescu et al. (1985) llevaron al siguiente nivel los modelos de solidificación uninodular al considerar la transformación eutectoide en sus simulaciones, concluyendo que para evitar la aparición de fundición blanca en la solidificación de una fundición dúctil es necesario realizar una buena inoculación que posibilite la aparición de un número suficientemente elevado de nódulos, aún así esta densidad de nódulos era mucho mayor que la presentada en casos reales, por lo cual dedujeron que es muy

probable que se produzca el crecimiento independiente de las dos fases del eutéctico, dando unos primeros pasos para la teoría plurinodular.

Posteriormente Castro et al. (1989) investigaron según la teoría uninodular el efecto de la velocidad de enfriamiento, la temperatura de colada, y la inoculación sobre aspectos tales como: recalescencia, densidad de nódulos y distribución del tamaño de nódulos. En el modelo utilizado mantuvieron constante la relación entre la austenita y el grafito, utilizando la misma ecuación de crecimiento de Su et al. (1984) por lo cual los puntos de grafito crecen de manera esférica. Las curvas de enfriamiento obtenidas numéricamente presentaron recalescencias dos y tres veces mayores a las que se observan en las curvas experimentales, lo cual indica que el modelo uninodular no estaba realizando una buena predicción del enfriamiento del material. Sus resultados experimentales muestran que, para una determinada composición, al variar el diámetro de la probeta, es decir la velocidad de enfriamiento, el número de esferas de grafito es proporcional al máximo sobreenfriamiento. Sin embargo, cuando para un mismo diámetro de probeta (mismas condiciones de extracción de calor) se varía la composición, el sobreenfriamiento aumenta cuando disminuye la densidad de nódulos. Los autores concluyeron que en la ley de nucleación es conveniente hacer $n = 1$ y que si bien el número total de nódulos se predice bastante bien con el modelo adoptado, no ocurre lo mismo con la distribución del tamaño de las esferas.

Al obtener evidencias experimentales de la teoría plurinodular, Boeri (1989) propuso un primer modelo bajo esta teoría, incluyendo además el efecto de la variación de las propiedades del material con la temperatura (microsegración). A pesar de este avance, fueron aumentando el número de investigadores que se adherían a la teoría uninodular, y bajo ésta se fue completando el proceso de solidificación.

Chang et al. (1991) simulaban numéricamente los cambios de fase eutéctico y eutectoide, con la predicción del tamaño final de grano, las fracciones de ferrita y de perlita, el espaciamiento laminar de la perlita y las propiedades mecánicas resultantes. Otro cambio

significativo fue que durante la solidificación del eutéctico simularon una competencia con las dendritas de austenita primaria al trabajar con un hierro nodular hipoeutéctico.

Wenzhen et al. (1996) simularon las transformaciones eutéctica y eutectoide bajo la teoría uninodular, prediciendo las propiedades mecánicas a través de la relación de los porcentajes de perlita con la dureza del material y de ésta con el resto de las propiedades mecánicas. A pesar que en su modelo numérico no se consideró el crecimiento del grafito en contacto con el líquido, obtuvieron una buena relación entre los resultados experimentales y numéricos.

Otro modelo bajo la teoría uninodular fue el propuesto por Liu et al.(1999), en el cual consideraron además de la transformación eutéctica y eutectoide, la solidificación de austenita primaria (hierro nodular hipoeutéctico) y de grafito primario. Los resultados numéricos fueron comparados con resultados experimentales, de lo cual concluyeron que la nucleación del grafito está determinada fundamentalmente por la velocidad de enfriamiento. Cuanto mayor es la velocidad de enfriamiento mayor es el sobreenfriamiento y el número de nódulos que nuclea.

Estudios posteriores han sido realizados teniendo en cuenta la teoría uninodular, pero pocos trabajos existen en la teoría plurinodular a pesar de la evidencia experimental. Uno de los últimos avances fue realizado por (Dardati, 2005) proponiendo un crecimiento dendrítico de la austenita, en el cual se da un crecimiento nodular en dos diferentes momentos dependiendo de si el nódulo se encuentra en líquido intergranular o en líquido intragranular, obteniendo buenos resultados en comparación con procedimientos experimentales.

En la tabla 4 se muestra un resumen de las características más importantes de los modelos publicados por diferentes investigadores que tratan la solidificación de fundiciones de hierro nodular desde un nivel microestructural, las ecuaciones utilizadas no se presentan pues en general son similares a las descritas en el modelo de Su et al. (1984)

para la teoría uninodular y por el modelo de Boeri (1989) para la teoría plurinodular (ver secciones 2.4.1.3 y 2.4.1.4).

En los modelos propuestos anteriormente se han realizado grandes avances en el proceso de transformación de fases y cómo éstas afectan las propiedades mecánicas del material basándose en la microestructura presente en la matriz. Aun así, en las propiedades mecánicas de hierros nodulares juega un papel importante el grado de redondez o nodularidad del grafito y ésta es una característica que no se encuentra en ninguno de los modelos numéricos estudiados, en los cuales se tienen en cuenta dos leyes de crecimiento para los nódulos dependiendo si se encuentran en contacto con líquido o con austenita.

Estas leyes de crecimiento fueron propuestas por Wetterfall et al. (1972) en cuyo trabajo tenían como principal objetivo comprender mejor el proceso de solidificación del hierro nodular. Los autores observaron la presencia de dendritas de austenita aún en las composiciones eutécticas e hipereutécticas y destacaron la presencia de nódulos rodeados de líquido incluso en estados de solidificación muy avanzados, incluso en algunas muestras observaron nódulos sólo parcialmente en contacto con la austenita. Estas observaciones apoyan la teoría plurinodular de solidificación desde mucho antes del planteamiento de modelos uninodulares y sirven de apoyo a la teoría planteada por Zhou (2009) en donde la morfología final del nódulo de grafito depende de la velocidad con la cual se da el proceso de encapsulamiento de éste por la austenita.

Como se describió en el capítulo dos de este trabajo, inicialmente el nódulo nuclea en el líquido y tiene un crecimiento determinado por la difusión del carbono, generando un crecimiento circular debido a que el nódulo se encuentra rodeado por completo por el líquido (Figura 5-1a.). A medida que la fracción sólida empieza a aumentar, el crecimiento del nódulo depende de qué fase lo rodea, porque el proceso de difusión del carbono es diferente si el nódulo está en contacto con líquido o con austenita (Figura 5-1 b.). Finalmente, al terminar la solidificación eutéctica, el nódulo de grafito va a estar rodeado

por completo de austenita y su crecimiento dependerá por completo del proceso de difusión en esta matriz (Figura 5-1 c).

Según este proceso, el nódulo tendrá una geometría perfectamente circular si a lo largo de toda la solidificación está rodeado por completo por el líquido o por austenita. Teniendo en cuenta que se trata de una aleación y no de un metal puro, el proceso de cambio de fase no es inmediato, es decir, entre la transformación de líquido a sólido existe una fase "*mushy*" o pastosa en la cual el nódulo no estará perfectamente cubierto por una sola fase. Esto genera que el nódulo tenga diferentes radios de crecimiento según el proceso de difusión que exista, tal como se puede observar en la tabla 2-1. Si existe una velocidad de enfriamiento muy alta y por lo tanto un alto sobre-enfriamiento eutéctico, el proceso de transformación será corto, permitiendo que el nódulo sea recubierto de manera rápida, generando una estructura bastante cercana a la circular. Sin embargo, si la velocidad de enfriamiento es baja (como sucede en los últimos puntos de solidificación) la transformación de fases es prolongada, formando en un nódulo diferentes radios de crecimiento.

A pesar de que diferentes investigadores han encontrado evidencia de lo anterior (Zhou, 2009; Wetterfall, et al., 1972; Stefanescu, 1985), pocos se han aventurado a establecer un límite de tiempo en el cual se da la transición de una ley de crecimiento a otra, debido a la dificultad de generalizar el proceso de transformación para toda una pieza. Es por esto que la mayoría de los modelos numéricos existentes definen una constante determinada experimentalmente a partir de la cual se da el cambio de la ley de crecimiento.

Un primer acercamiento a definir el punto de transformación fue realizado por Stefanescu (2009), el cual determina que hasta alcanzar una fracción sólida de 0,3 se completa el proceso de unión entre el grafito y la austenita. Teniendo en cuenta que el punto de transición definido representa un 30% de fracción sólida, no es congruente el asumir que todos los nódulos están completamente recubiertos por austenita, por lo cual deben existir más puntos de transición entre las leyes de crecimiento.

En general, durante la solidificación no se da el proceso de transformación de fase en un mismo instante de tiempo para toda la pieza, por lo cual es apropiado determinar el momento de transición basándose en el porcentaje de fracción sólida presente y no en un tiempo transcurrido desde el inicio de la solidificación. A pesar que la unión entre nódulo y austenita no es igual para cada punto nucleado, es claro que a medida que aumenta la cantidad de fracción sólida, los nódulos deben estar recubiertos en mayor parte por austenita. Una forma de simplificar el problema es definir tres diferentes intervalos de crecimiento para el nódulo de grafito: i) crecimiento en contacto con el líquido, ii) crecimiento en contacto tanto con el líquido como con austenita y iii) crecimiento en contacto con la austenita (Figura 5-2). Asumir dos leyes de crecimiento en un solo intervalo genera una diferencia de radios en el nódulo, lo cual induce un cambio a la geometría esférica y permite un cambio del valor en la nodularidad.

Teniendo en cuenta el 30% de fracción sólida definido por Stefanescu y que hasta ese momento la cantidad de austenita presente es baja, se puede tomar este punto como límite inferior en el cual inicia la unión de la célula eutéctica. Esta unión se genera a medida que aumenta la cantidad de austenita presente y debe parar cuando la fracción sólida es mayor a la fracción líquida presente, es decir que la unión puede parar cuando $f_s = 0.6, 0.7$ ó 0.8 . Para evaluar estos límites propuestos y cuál es el que tiene una mayor relación con la nodularidad, se analizan los resultados obtenidos de la simulación microestructural realizada en la sección 4.1.2 en cuanto al tiempo que toma obtener una fracción sólida de 0.3, 0.6, 0.7 y 0.8 y cómo varía éste con la temperatura de vaciado. En la figura 5-3 se encuentra la variación del tiempo para obtener una fracción sólida de 0.3 y la temperatura de vaciado, en ella se puede observar que existe una diferencia máxima de 4,5 segundos, pero que en general el tiempo se mantiene entre $26 < t < 28$ segundos, de lo cual se puede deducir que la temperatura de vaciado no tiene mayor efecto en el tiempo para obtener una fracción sólida de 0.3 ($t_{f_s=0.3}$), lo cual implica que si se completara la formación de la célula eutéctica en este tiempo, no se generaría la nodularidad encontrada en el capítulo 3. La figura 5-4 muestra una baja relación entre $t_{f_s=0.3}$ con la

nodularidad obtenida experimentalmente, lo cual es importante, pues si se limita hasta esta fracción sólida el crecimiento en el líquido, no debe existir mayor relación con la nodularidad porque en este momento no deben hallarse cambios en el radio de crecimiento de los puntos inoculados.

Una vez determinado el punto en el cual se ingresa a la fase pastosa, se debe determinar en qué momento se considera que el nódulo se encuentra recubierto completamente por austenita. En la figura 5-5a se muestra la variación del tiempo de acople transcurrido para diferentes intervalos (0.3-0.6, 0.3-0.7, 0.3-0.8) y la temperatura de vaciado. En ella se puede observar que a medida que se extiende el intervalo de transformación aumenta el tiempo disponible para generarse la unión de la célula eutéctica, y al existir un mayor lapso para este proceso se puede generar una mayor modificación a la nodularidad debido a que se permitiría mayor tiempo con crecimiento del nódulo con dos radios de difusión diferentes. En general, se puede observar un comportamiento estable con algunos puntos que bajan el promedio, presentándose una variación máxima de 3,5 segundos.

Para poder verificar qué tan significativa es esta diferencia, en la figura 5-5b se relaciona el tiempo de acople intermedio con la nodularidad experimental. Como se puede observar hay una moderada correlación positiva entre las dos variables, lo cual significa que a mayor tiempo de unión se obtiene una mayor nodularidad; ésta es una relación que va en contra de las teorías existentes, pero al ser un resultado obtenido de un modelo microestructural no preparado para ver la nodularidad, no se puede realizar una conclusión definitiva sobre la tendencia de los datos, sólo se puede observar qué intervalo de tiempo presenta una mayor correlación con la nodularidad encontrada en el capítulo 3 para limitar la unión de la célula eutéctica.

Entre los diferentes intervalos evaluados, aquel que presenta una correlación más fuerte es el intervalo de unión entre $0.3 < f_s < 0.8$, por lo cual se toma éste como intervalo para el crecimiento del nódulo bajo dos leyes diferentes. De forma tal que cuando $0 < f_s < 0.3$ los nódulos nucleados crecen en contacto con líquido (ecuación 2.12); después empieza el

crecimiento como si el nódulo estuviese creciendo de dos maneras, una mitad crece en contacto con líquido (ecuación 2.12) y la otra crece en contacto con austenita (ecuación 2.14) (Figura 5-6). Finalmente el nódulo termina su crecimiento en contacto con austenita una vez se entra en el intervalo $0.8 < f_s < 1$.

La implementación del modelo propuesto para la predicción de la nodularidad se realiza bajo la teoría plurinodular y el modelo microestructural propuesto por Boeri (sección 2.4.1.4). Para ello se debió modificar la ecuación 2.16 que define la fracción de grafito presente en cada incremento de tiempo, porque al idealizar el crecimiento del nódulo como una esfera perfecta sólo era necesario tener en cuenta un radio del nódulo. En este caso cada nódulo nucleado tendrá dos radios diferentes, por lo cual la fracción de grafito se modifica a:

$$f_{gr} = \sum_1^k \frac{2}{3} \pi N_k (r_l^3 + r_a^3), \quad (\text{Ecuación 4.1})$$

donde r_l y r_a son los radios del nódulo determinados por la ley de crecimiento que se sigue en el intervalo de $0.3 < f_s < 0.8$.

El modelo inicialmente está implementado de forma tal que el almacenamiento de la distribución del tamaño de los nódulos se lleva a cabo a través de dos matrices (Boeri, 1989), de las cuales la llamada $DN(i)$ guarda el número de nódulos por unidad de volumen nucleados en cada incremento de tiempo para cada punto y la llamada $RN(i)$ guarda el tamaño que dichos nódulos van tomando a medida que se desarrolla el crecimiento de los mismos (Figura 5-7). Para poder controlar el crecimiento en la zona pastosa, se adiciona una columna a la matriz $RN(i)$ de forma tal que los nódulos nucleados en cada incremento de tiempo tienen dos radios que definen su circunferencia. De esta forma cuando $0 < f_s < 0.3$ el radio de líquido será igual al radio de austenita ($r_l = r_a$); cuando $0.3 < f_s < 0.8$ el radio líquido aumenta según la ley de difusión en líquido y el radio de austenita crece según la ley para el crecimiento del nódulo en contacto con esta fase; por último cuando $0.8 < f_s < 1$ tanto r_l como r_a siguen creciendo según la ley de crecimiento en contacto con austenita, pero mantienen la relación de radios alcanzada durante la fase pastosa.

Finalmente, para determinar la nodularidad existente en la muestra se utiliza la ecuación 3.2, en donde el área del nódulo está dada por:

$$Area = \frac{\pi}{2} (r_l^2 + r_a^2), \quad (\text{Ecuación 4.2})$$

y el perímetro es igual a:

$$Perimetro = \pi(r_l + r_a) + 2(r_l - r_a). \quad (\text{Ecuación 4.3})$$

Con estos datos se calcula la nodularidad promedio al final de la solidificación como

$$\overline{nodularidad} = \frac{\sum_1^i N_i nodularidad_i}{\sum_1^i N_i}, \quad (\text{Ecuación 4.4})$$

Donde i es el número de familias nucleadas durante la solidificación, y N es el número de nódulos presentes en cada familia.

Con estas modificaciones se obtiene un modelo microestructural que permite la evaluación de las características morfológicas de hierros nodulares, es decir, se obtienen valores de conteo de nódulos y nodularidad promedio que son características importantes en las propiedades mecánicas del material.

Este modelo puede ayudar a encontrar una explicación a la nodularidad encontrada experimentalmente (ver capítulo 3) y debido al cambio en la ley de crecimiento puede existir una mejor predicción del conteo de nódulos en comparación con los resultados encontrados en el capítulo 4. Para poder validar el cambio realizado al modelo se llevaran a cabo al final de este capítulo simulaciones que permitan evaluar el efecto de *fading* encontrado en el estudio realizado por Sheikh et al. (2005).

5.1. Simulación microestructural de la nodularidad

Con el fin de evaluar si el modelo de nodularidad propuesto es capaz de predecir el comportamiento encontrado durante la fase experimental, se ejecutaron simulaciones bajo los mismos parámetros utilizados en la sección 4.2 de este trabajo.

En los diferentes modelos anteriormente revisados, la nucleación del grafito se puede dar de manera instantánea o continua, y la diferencia de estos dos métodos radica principalmente en que al tener una nucleación continua se retoma la creación de nuevos puntos de nucleación una vez termine el proceso de recalcificación. En los últimos años se ha dejado de utilizar modelos con nucleación instantánea debido a que bajo este tipo de modelo no se logra representar la variedad de radios encontrados experimentalmente (Wetterfall, et al., 1972; Su, et al., 1984) por lo cual se ha trabajado preferencialmente con una nucleación continua.

Dependiendo del modelo de nucleación que se utilice se pueden encontrar diferentes valores de la nodularidad, porque al generarse puntos de nucleación después de finalizar la solidificación eutéctica, el crecimiento de estos nuevos nódulos será de manera circular, pues se encuentran completamente rodeados de austenita, incrementando la nodularidad promedio.

Para evaluar qué efecto tienen los modelos de nucleación en la nodularidad, se realizaron simulaciones empleando tanto nucleación instantánea (T_{rec}) como nucleación continua (T_{min}) en el modelo de nodularidad propuesto, comparando los resultados obtenidos con los reportados en la sección 4.2 en los cuales se tuvo en cuenta una nucleación continua. Debido al cambio en el tipo de nucleación es necesario modificar los valores de las constantes b y c utilizadas en la ecuación 2.11 porque se deben generar el mismo número de puntos de nucleación tanto en el modelo instantáneo como en el continuo. Para ejecutar las simulación con el nuevo modelo microestructural y nucleación instantánea se tomó un valor de $b=6 \times 10^{22}$ y de $c=500$.

En la Figura 5-8 se encuentran comparadas las curvas de enfriamiento obtenidas para las simulaciones realizadas tanto con el modelo original de Boeri como con el modelo propuesto que permite la predicción de la nodularidad. En ella se puede observar que al existir tres diferentes zonas para el crecimiento de los nódulos se genera un cambio brusco en la velocidad de liberación de calor latente durante la transformación, creando

mesetas no suavizadas en comparación con el modelo microestructural original. Al tener en cuenta nucleación continua, se puede ver que con el nuevo modelo se aumenta la temperatura de recalcencia eutéctica (TER) debido a una mayor liberación de calor latente durante la solidificación. Adicionalmente, al utilizar el modelo de nodularidad con nucleación instantánea se acelera el inicio de la transformación de fase porque se impone el crecimiento de todos los nódulos en un mismo instante de tiempo, generándose de manera más rápida el sobre-enfriamiento crítico para el crecimiento de los nódulos y para la solidificación.

En la figura 5-9 se puede comprobar que al utilizar un modelo de nucleación instantánea se inicia más rápido la transformación eutéctica en comparación con los resultados obtenidos para una nucleación continua. Por otra parte, se da un menor tiempo de finalización en el modelo original en comparación con el obtenido para las simulaciones realizadas con el modelo de nodularidad propuesto. De esto se puede concluir que el tiempo de inicio para la transformación eutéctica está determinado según el modelo de nucleación, porque al existir un mayor número de puntos para el crecimiento de grafito (para un mismo incremento de tiempo computacional Δt) se acelera la solidificación al alcanzar de manera más rápida el sobre-enfriamiento crítico necesario para la generación de un nódulo, este proceso se vería reflejado experimentalmente al utilizar diferentes métodos de inoculación porque a mayor material inoculante se agregue a la colada se induce mayor sobreenfriamiento debido a la diferencia de temperaturas entre el hierro fundido y el Ferro-Silicio. Adicionalmente, el tiempo final de transformación eutéctica está determinado por la velocidad en la cual se libera el calor latente que se modifica según la ley de crecimiento de nódulos utilizada.

La forma en que se da la liberación del calor latente durante la solidificación genera cambios en la evolución de la fracción líquida. Para comprobar esto, en la figura 5-10 se grafica la evolución de esta fracción en el tiempo para los diferentes modelos utilizados. Como se había observado en la figura 5-8 existen cambios en la velocidad de solidificación, lo cual genera una curva más suavizada en comparación con las obtenidas en el modelo de

Boeri. Estos cambios de pendiente suceden en las fracciones sólidas definidas para el cambio de ley de crecimiento de los nódulos, es decir, en 0.7 y 0.2 de fracción líquida, ayudando a comprobar que el cambio en la liberación de calor latente se debe a la ley de crecimiento elegida. Al utilizar el modelo de nucleación continua y la predicción de la nodularidad se presenta el cambio más pronunciado de pendiente, en el cual se logra una mayor liberación de calor al principio de la transformación (crecimiento en el líquido) que al final de este proceso (crecimiento en la austenita).

Con la alteración de la liberación de calor latente durante la solidificación se modifica la duración total de la transformación de fase (t_{TE}). En la figura 5-11a se puede verificar que en comparación con el modelo original de Boeri, al tener en cuenta la nodularidad se aumenta el tiempo de transformación eutéctica debido a que se libera más calor latente. En general, se puede observar que este tiempo de transformación no presenta mayores variaciones con la temperatura de vaciado. Sin embargo, al utilizar nucleación instantánea se encontraron tres puntos por fuera de la tendencia general, presentando un tiempo de transformación menor debido a cambios en el sobre-enfriamiento inducido al crear todos los puntos de nucleación en un mismo incremento de tiempo numérico (Δt).

En el capítulo 4 se encontró una relación inversa entre el tiempo de transformación eutéctica y la temperatura de finalización (T_{EE}), por lo cual al graficar la variación de esta temperatura con la temperatura de vaciado (Figura 5-11b) se encuentra el comportamiento contrario al observado en la Figura 5-11a. Es importante recordar que se espera que a mayor tiempo de transformación eutéctica se obtenga un menor número de nódulos debido a que se inicia de manera más tardía la nucleación de nuevos puntos de crecimiento.

En la figura 5-12a se encuentra la variación del sobre-enfriamiento eutéctico con la temperatura de vaciado, en donde se puede observar que al emplear un modelo de nucleación continua y tener en cuenta el cambio de la nodularidad se da un aumento en 15°C en comparación con los resultados obtenidos en el capítulo cuatro (ver figura 4-20a),

esta diferencia se debe al aumento de la temperatura de recalcencia (TER) observada en la figura 5-8. Para el modelo de nodularidad con nucleación instantánea, se puede determinar que existe un aumento de máximo 10°C a pesar que en la figura 5-8 se muestre una TER mayor a la encontrada con el modelo de Boeri, lo cual se debe al aumento de la temperatura de sobre-enfriamiento eutéctico (TEU) para este mismo modelo. Al utilizar nucleación continua se obtiene menor variabilidad de los resultados en comparación con los obtenidos con el modelo de nucleación instantánea, lo cual puede significar cambios en el conteo de nódulos, pues como se explicó en el capítulo 4, la cantidad de nódulos en una muestra depende del sobre-enfriamiento experimentado.

En la figura 5-12b se muestra la variación del sobre-enfriamiento inicial con la temperatura de vaciado. En ella se observa que con modelos de nucleación continua existe un menor lapso de temperatura entre el inicio de la transformación eutéctica y el inicio de recalcencia en comparación con los resultados obtenidos para nucleación instantánea. Debido a que en la nucleación instantánea se generan todos los puntos de nucleación en un mismo incremento de tiempo numérico Δt (antes de recalcencia), la variación que se encuentra entre los resultados obtenidos para este caso puede ser importante porque el sobre-enfriamiento inicial refuerza el sobre-enfriamiento eutéctico, generando así una variación en el conteo final de nódulos. Adicionalmente, al utilizar un modelo para la predicción de la nodularidad se crea una mayor variabilidad entre los resultados de los modelos en comparación con el modelo original de Boeri, lo cual puede generar cambios en el conteo de nódulos a diferencia del resultado constante evidenciado en el capítulo 4. Finalmente, en los resultados obtenidos para la nucleación instantánea se observan tres puntos cuyo sobre-enfriamiento inicial es igual a cero, lo cual implica que el número de núcleos generados fue lo suficientemente alto para inducir una pérdida de temperatura más marcada antes del inicio de la recalcencia en comparación con las otras temperaturas de vaciado. Estos puntos en los cuales se dio un sobre-enfriamiento igual a cero corresponden a aquellos que generaban "ruido" en el comportamiento

observado en la figura 5-11a, lo cual se debe a que al presentar un menor sobre-enfriamiento inicial generan un mayor tiempo de transformación eutéctica.

En el capítulo 4 se encontró que tanto la temperatura de recalcencia eutéctica (TER), la temperatura de sobre-enfriamiento eutéctico (TEU) como la temperatura de nucleación eutéctica (TEN) permanecían constantes con diferentes temperaturas de vaciado al utilizar el modelo de Boeri. En la figura 5-13 se comparan los resultados obtenidos para la TEU y la TER al utilizar el modelo microestructural propuesto. En ella se puede verificar el aumento en la temperatura de recalcencia eutéctica debido a la interacción entre las diferentes leyes de crecimiento de los nódulos. Adicionalmente se puede observar que la TEU para la nucleación instantánea aumenta debido a una solidificación más rápida del material causada por la generación de los puntos de nucleación en un solo incremento de tiempo computacional (Δt).

En la figura 5-14 se encuentra graficada la variación de la temperatura de sobre-enfriamiento eutéctico (TEU) y la temperatura de nucleación eutéctica (TEN) contra la temperatura de vaciado. Se puede observar que al utilizar el modelo de Boeri, estas dos temperaturas presentan un comportamiento estable, donde el sobre-enfriamiento inicial está dado por las pequeñas diferencias existentes en la TEN. Los resultados obtenidos con el modelo propuesto en este trabajo generan una mayor variabilidad en la TEU para el modelo de nucleación continua y en la TEN para el modelo de nucleación instantánea. Gracias a estas variaciones se encuentra el comportamiento graficado en la figura 5-12c. Estas variaciones son importantes, pues contribuyen al sobre-enfriamiento eutéctico que finalmente se traduce en cambios del conteo de nódulos a través de diferentes temperaturas de vaciado.

Teniendo en cuenta los cambios encontrados en las curvas de enfriamiento y los puntos característicos, se puede esperar que el tiempo comprendido entre cada intervalo de crecimiento de los nódulos haya cambiado en comparación con los resultados obtenidos con el modelo de Boeri. En la figura 5-15 se comparan los tiempos obtenidos en cada

intervalo de crecimiento de los nódulos con el modelo propuesto en este trabajo y con el modelo original. La distribución en los tiempos para el modelo de Boeri es proporcional al porcentaje de solidificación realizado en cada intervalo debido a que en el crecimiento del nódulo se aplica una sola ley de crecimiento. En cuanto al nuevo modelo microestructural, se encuentra que durante un $0 < f_s < 0.3$ ocurre una mayor liberación de calor latente que durante $0.8 < f_s < 1$ debido a que los nódulos tienen un mayor crecimiento en el líquido que en la austenita (Figura 5-16), acelerando el proceso de solidificación. Al utilizar un modelo de nucleación instantánea se da una solidificación con una velocidad menor en comparación con la nucleación continua. Para poder explicar este comportamiento es necesario analizar cómo se da el crecimiento del nódulo, proceso que se encuentra graficado en la figura 5-16. En esta figura se puede observar que la nucleación continua presenta un mayor crecimiento de los nódulos en comparación con la nucleación instantánea, esto se debe a que el proceso de solidificación ocurre a una mayor temperatura para el último tipo de nucleación (Figura 5-8). Al suceder este proceso a mayor temperatura, la cantidad de carbono disponible en el líquido es menor, por lo cual el proceso de crecimiento de los nódulos es más lento, generando una solidificación a menor velocidad.

Es importante notar que al utilizar nucleación instantánea se genera una mayor variabilidad de los resultados en comparación con los obtenidos con nucleación continua, siendo más pronunciados los cambios en el tiempo de transformación entre $0.8 < f_s < 1$. Es esta variabilidad la responsable de generar los cambios en el tiempo de transformación eutéctica (tTE) observados en la figura 5-11a.

Al encontrarse variaciones significativas en el sobre-enfriamiento eutéctico (al menos $10\text{ }^{\circ}\text{C}$) entre los resultados obtenidos con el modelo de Boeri y el nuevo modelo propuesto, se puede esperar que existan diferencias en el conteo de nódulos. Un primer paso para entender las diferencias en el conteo de nódulos es analizar la evolución de la generación de los puntos de nucleación según el modelo utilizado para este propósito.

En la figura 5-17 se encuentra graficada la evolución del conteo de nódulos a lo largo del proceso de solidificación para los dos modelos de nucleación propuestos. A lo largo del capítulo se ha mencionado que al utilizar una nucleación continua la generación de todos los puntos de nucleación ocurre en un incremento de tiempo (Δt), lo cual se puede comprobar en la figura 5-17, donde para diferentes temperaturas de vaciado ocurre un aumento instantáneo del conteo de nódulos antes de alcanzar la recalcificación, para luego mantenerse en un valor constante durante el resto de la solidificación. En comparación, se puede observar que en los resultados para la nucleación continua existe un primer aumento en los puntos de nucleación antes de entrar en recalcificación y una vez finalizado este proceso se reinicia la creación de puntos de crecimiento de manera exponencial (debido a la ecuación 2.11) hasta que la fracción sólida presente no permite la generación de nuevos puntos de crecimiento.

Anteriormente se planteó que el modelo de nucleación instantánea tenía un tiempo mayor de transformación eutéctica y por esto debería presentarse un menor número de nódulos a nuclear. Esta relación se conserva, como se puede apreciar en la figura 5-17 existe un mayor número de nódulos por mm^3 para la nucleación continua que para la instantánea. Sin embargo, al realizar la transformación de nódulos por unidad de volumen a nódulos por unidad de área (ecuación 4.2) se invierte la relación descrita, porque en la nucleación instantánea se obtiene un mayor radio promedio, razón por la cual si se evaluara la relación entre el tiempo de transformación eutéctica y el conteo de nódulos por área no se lograría obtener la tendencia esperada.

Adicionalmente, en la figura 5-17 también se encuentra graficada la evolución de los nódulos con diferentes tiempos de vaciado, permitiendo observar que el valor final no es el mismo en todos los casos. Este comportamiento se comprueba en la figura 5-18, donde se encuentra la variación del conteo de nódulos con la temperatura de vaciado. A diferencia de los resultados obtenidos con el modelo de Boeri, al utilizar el modelo planteado en este trabajo se obtiene una variabilidad del conteo de nódulos con la temperatura de vaciado utilizada. Aún así, los resultados obtenidos por modelación

tienen el comportamiento opuesto al encontrado experimentalmente, es decir, cuando se da un incremento en el conteo de nódulos experimental ocurre una disminución en el resultado numérico, alcanzándose la mayor similitud con los valores experimentales al utilizar una nucleación instantánea.

El comportamiento opuesto fue explicado en el capítulo 4, en donde se discutió que en la ecuación de nucleación 2.11 se debe incluir el sobre-enfriamiento de vaciado para que el modelo pueda tener la sensibilidad necesaria para reproducir la relación inversa que existe entre el radio promedio y el conteo de nódulos. En la figura 5-19 se grafica la relación anteriormente discutida incluyendo resultados experimentales, valores obtenidos mediante el modelo de Boeri y valores encontrados con el nuevo modelo propuesto utilizando tanto nucleación continua como instantánea. En esta figura se puede observar que al comparar los dos modelos de nucleación se obtiene en promedio un mayor radio final de nódulos al utilizar una nucleación instantánea. Esto se debe a que en la nucleación continua se genera un gran número de nódulos después del proceso de solidificación eutéctica que disminuyen el radio promedio final porque el radio de estos nódulos es menor gracias a la disminución del coeficiente de difusión de carbono al perder temperatura la colada. A pesar que con el modelo de Boeri se logran percibir ligeros cambios en el radio promedio al generarse un conteo de nódulos estable, no existe una relación entre estas dos variables. En comparación, al utilizar el nuevo modelo microestructural con nucleación continua se logra alcanzar una tendencia positiva, la cual es opuesta a la tendencia experimental debido a la falta del sobre-enfriamiento inicial como variable en la nucleación. Aunque los resultados obtenidos con nucleación instantánea presentan variaciones en el conteo, el radio promedio permanece constante, lo cual es diferente al comportamiento encontrado con una nucleación continua. Para explicar esta diferencia de comportamientos es necesario observar cómo se da la distribución de nódulos en familias para cada modelo. Por familia se entiende el número de nódulos agrupados en intervalos definidos según los tamaños del radio. En la figura 5-20 se grafica la distribución de los nódulos según cuatro familias que agrupan nódulos

desde $0\mu\text{m}$ hasta $50\mu\text{m}$. En la figura 5-20a se pueden observar los resultados obtenidos para una nucleación instantánea (T_{rec}), en donde a diferentes temperaturas de vaciado se generan nódulos que en su mayoría tienen radios entre $10\mu\text{m} < r < 22\mu\text{m}$. Los nódulos se encuentran en una sola familia debido a que todos se crean en un mismo instante de tiempo (Δt) por lo cual se puede esperar que tengan un crecimiento equivalente. Al estar la mayoría de nódulos presentes en una sola familia, el radio promedio es el mismo porque este valor se obtiene como una ponderación del radio medio por el número de nódulos generados en cada familia, cálculo que para el caso de la nucleación instantánea no refleja necesariamente la variación real.

En la figura 5-20b se muestra la distribución de nódulos al utilizar una nucleación continua y se puede observar que debido a la generación de nódulos en diferentes instantes de tiempo éstos se logran acomodar en diferentes familias generando la variación de radios promedios observada en la figura 5-19.

La variación real en el radio al cambiar la temperatura de vaciado con nucleación instantánea se puede observar al realizar una relación entre el radio de crecimiento para la austenita y el radio de crecimiento en el líquido (R_a/R_l), porque si existe un cambio en el radio promedio es porque hay una diferencia entre la relación de radios al final de la solidificación para cada temperatura de vaciado. La relación entre el conteo de los nódulos y relación de radios para nucleación instantánea se encuentra en la figura 5-21, en donde se puede observar una tendencia similar a la encontrada con el nuevo modelo microestructural y nucleación continua (figura 5-19). Este comportamiento verifica que el nuevo modelo propuesto logra generar una relación similar a la que se encuentra experimentalmente, pero para que se obtenga la misma tendencia entre radio promedio y conteo de nódulos es necesario que se incluya en el modelo de nucleación el sobre-enfriamiento inicial como variable.

Para poder explicar por qué ocurre una mayor variación en el conteo de nódulos para la nucleación instantánea es necesario evaluar cómo cambia esta variable con él sobre-

enfriamiento eutéctico (Figura 5-22 a) y con él sobre-enfriamiento inicial (Figura 5-22 b). En la figura 5-22a se puede observar que a pesar de existir un aumento de 10°C entre los sobre-enfriamientos eutécticos obtenidos con el nuevo modelo microestructural, no se presenta una tendencia que permita explicar por qué se da el aumento en el conteo al utilizar nucleación instantánea. Esto se debe a que principalmente en el modelo de nucleación instantánea se generan los nódulos antes de alcanzar la temperatura de sobre-enfriamiento eutéctico (TEU).

En la figura 5-22b se puede observar que al utilizar el nuevo modelo microestructural, para los dos modelos de nucleación existe una tendencia negativa entre el sobre-enfriamiento inicial y el conteo de nódulos. Esta relación negativa es más clara con la nucleación instantánea porque el sobre enfriamiento inicial es el que está actuando en el momento del crecimiento de todos los puntos de nucleación, mientras que para la nucleación continua este sobre-enfriamiento sólo es importante para las primeras familias que nuclean antes de la TEU.

A diferencia del conteo, el sobre-enfriamiento eutéctico en la nodularidad sí juega un papel importante según la teoría de Zhou (2009) porque éste determina qué tan rápido se da la unión de la célula eutéctica. En la figura 5-17 se observó que al utilizar nucleación instantánea se disminuye la velocidad con la que sucede la solidificación, por lo cual se podría esperar una nodularidad más baja en este modelo en comparación con los resultados que se deben obtener de una nucleación continúa.

En la figura 5-23 se puede observar cómo evoluciona el grado de redondez de los nódulos a través del proceso de solidificación tanto para un modelo con nucleación continua como para uno con nucleación instantánea. Se puede observar que al inicio de la solidificación se tiene una nodularidad igual a uno, debido al crecimiento de los nódulos en el líquido ($0 < f_s < 0.3$), la nodularidad empieza a descender al entrar en el intervalo $0.3 < f_s < 0.8$ al generarse el crecimiento del nódulo con dos radios diferentes. Al ingresar al intervalo entre $0.8 > f_s > 1$ se crea un cambio en el comportamiento que sigue la nodularidad según el

modelo de nucleación empleado: para la nucleación continua la nodularidad empieza a incrementar hasta estabilizarse en un valor cercano a la nodularidad perfecta, mientras que para la nucleación instantánea se genera un ligero incremento estabilizándose en un valor de 86%. El incremento de nodularidad en nucleación continua se debe a que al finalizar el proceso de solidificación eutéctica toda la matriz se forma por completo de austenita, razón por la cual los nódulos que nuclean en este momento crecen de manera circular aumentando el grado de nodularidad promedio.

Para explicar el ligero aumento en la nodularidad en una nucleación instantánea se debe analizar cuánto está creciendo cada radio en cada incremento de tiempo (Δt) y realizar una relación entre el valor del crecimiento del nódulo en el radio de austenita respecto al crecimiento del radio de líquido. La anterior es básicamente una relación del flujo de carbono que depende de la ley de crecimiento que se siga. En la figura 5-24a se muestra cómo cambia esta relación durante el proceso de solidificación. Inicialmente, al llegar a la temperatura de nucleación eutéctica se empieza a generar el crecimiento de los nódulos en el líquido, por lo cual tanto R_a como R_l están alimentados por la misma cantidad de carbono, generando una relación igual a 1; al entrar en la zona donde $0.3 < f_s < 0.8$ cada radio está alimentado por una cantidad de carbono diferente debido a la diferencia del valor de difusión del carbono en el líquido y en la austenita, causando que la relación adquiera valores menores a uno y debido a que al disminuir la temperatura disminuye la capacidad de difusión del carbono, esta relación tiende a disminuir en el tiempo. Finalmente, cuando el material se asume completamente sólido ($0.8 < f_s < 1$) esta relación debería tomar un valor constante igual a 1 porque tanto R_l como R_a deben estar alimentados por la misma cantidad de carbono. Sin embargo, el comportamiento en la zona de crecimiento en la austenita (Figura 5-24b) no presenta un comportamiento estable, generando de esta manera diferencias entre la relación de radios R_a/R_l que finalmente causan un aumento de un 6% en la nodularidad.

Las variaciones que se pueden observar en la figura 5-24b van incrementando a medida que el valor de la fracción sólida se acerca a cero. Es en este momento que se presenta un

error de convergencia debido a la no linealidad del fenómeno que ocurre en un cambio de fase y que a pesar de estar controlado (diferencias máximas de 0,005 que representan un cambio de radio de 3×10^{-2} nm), afectan finalmente la nodularidad, por lo cual si se desea utilizar un modelo de nucleación instantánea se deben ajustar los parámetros de control de convergencia para evitar este tipo de problemas (Celentano, 1994).

En la figura 5-23 también se encuentra la comparación entre los valores finales de nodularidad para algunas temperaturas de vaciado, en donde se puede observar una mínima variabilidad. En la figura 5-25a se grafica la variación de la nodularidad con la temperatura de vaciado para los resultados experimentales y los resultados de la modelación numérica con nucleación instantánea y continua. En general se puede ver que los valores de nodularidad obtenidos en las modelaciones son prácticamente constantes en comparación con el resultado experimental.

En la figura 5-25b se puede ver la comparación entre los resultados experimentales y los obtenidos con nucleación continua, en donde a pesar de no lograr representar los valores experimentales se puede observar que sigue una tendencia muy similar de manera desfasada. Esto es importante, porque indica que al dividir el crecimiento de los nódulos en tres pasos se logra seguir la tendencia experimental y que sería posible predecir los valores de nodularidad si se realiza un refinamiento en la transición entre leyes de crecimiento y se empiezan a tener otros factores como los límites de grano que rodean a los nódulos después de la solidificación.

Al utilizar nucleación instantánea la variación es mínima para la nodularidad encontrada, este comportamiento estable se puede explicar gracias a la única diferencia que existe entre los métodos de nucleación. Al emplear nucleación continua se genera una post-nucleación de nódulos después de la solidificación eutéctica, la cual varía con la temperatura de vaciado (Figura 5-26). Si se comparan las figura 5-25b y 5-26 se puede observar que tanto la nodularidad como los nódulos en post-nucleación presentan el mismo comportamiento con la temperatura de vaciado, lo cual indica que la variación en

la nodularidad depende de la variación en la cantidad de nódulos que nucleen después de la solidificación eutéctica y al no existir una post-nucleación en el modelo de nucleación instantánea no ocurre una variación en el valor de la nodularidad.

Esta relación es importante, pues si durante toda la solidificación se sigue un grupo de nódulos en específico y se varía el sobre-enfriamiento eutéctico, el cambio de la nodularidad ocurriría debido a la velocidad de unión de la celda eutéctica y por ende a la velocidad de solidificación. Sin embargo, al tener en cuenta una pieza que experimenta la misma velocidad de enfriamiento durante la formación de la celda eutéctica, la variación de la nodularidad se debe a la diferencia en el crecimiento de los puntos que nuclean después de la solidificación (Figura 5-27a), reformando de esta manera el uso actual del modelo de nucleación continua.

La variación de los nódulos en post-nucleación tiene una relación negativa con el sobre-enfriamiento eutéctico (figura 5-27b), lo cual confirma que en el conteo de nódulos es más significativo el sobre-enfriamiento inicial debido al momento en que sucede una primera nucleación y que el sobre-enfriamiento eutéctico modifica los nódulos que nuclean al finalizar la transformación eutéctica y por ende la nodularidad.

Teniendo en cuenta que cada modelo de nucleación trae sus ventajas en el momento de predecir las características morfológicas, en futuros trabajos se debe considerar el planteamiento de un modelo de nucleación que además de incluir como variable el sobre-enfriamiento inicial, tenga en cuenta un proceso en el cual los puntos de nucleación se generen de manera exponencial negativa durante toda la solidificación, es decir, al llegar a la temperatura de nucleación eutéctica (TEN) se generan una cantidad de puntos de nucleación que con el paso de la solidificación van disminuyendo hasta que se detenga la nucleación cuando no sea posible generar más puntos debido a la solidificación completa del material. Esta propuesta va de la mano de las sugerencias realizadas por Su et al. (1984), Wetterfall et al. (1972) y las evidencias experimentales encontradas en este trabajo, en donde una nucleación continua o instantánea no es suficiente para

representar el comportamiento completo de la morfología del grafito durante su solidificación.

5.2. Simulación del proceso de *fading*

Generalmente un cambio pronunciado del grado de nodularidad en el hierro nodular está relacionado con la pérdida del efecto del tratamiento químico de nodulización, en el cual se adicionan elementos que facilitan el crecimiento del grafito en forma redonda. Junto con el tratamiento de nodulización se realiza una inoculación de la colada con ferro-silicio con el fin de incrementar los puntos de nucleación heterogénea y obtener un mayor conteo de nódulos. Ya que los elementos utilizados en estos tratamientos químicos tienen una temperatura de fusión menor a la temperatura del hierro nodular (Murcia, 2010), existe un tiempo límite en el cual se permite realizar vaciados del material porque al pasar el tiempo se van evaporando los elementos inoculantes y nodulizantes generando un hierro con estructura vermicular y en el caso más extremo, hierro gris.

Varios investigadores han estudiado el proceso de *fading* experimentalmente (Bockus, et al. 2009; Gundlach, 2006; Imasogie et al., 2004) confirmando la dependencia entre la geometría final del grafito con la calidad de los tratamientos químicos que se realizan a la colada. En el 2005 Sheikh et al. encontraron experimentalmente que la estructura del grafito tiene una dependencia con los puntos característicos de las curvas de enfriamiento obtenidas durante la solidificación. En su fase experimental lograron diferentes grados de inoculación y nodulización al someter la colada a tiempos de sostenimiento a 1320°C por períodos entre $0 < t < 20$ minutos, alcanzando en la estructura final diferentes nodularidades.

Debido a que en la fase experimental del capítulo 3 no se obtuvieron curvas de enfriamiento, se utilizaron los resultados reportados por Sheikh et al. (2005) para realizar una validación al modelo de nodularidad propuesto y verificar si tiene la sensibilidad necesaria para evaluar procesos de *fading*. Con este fin se tuvo en cuenta nucleación continua, porque al utilizar una temperatura de vaciado constante no es necesario tener

en cuenta la sensibilidad de la nucleación instantánea (sección 5.1). Las simulaciones realizadas se ejecutaron en un elemento unidimensional como el ilustrado en la figura 4-1, porque aunque están reportados algunos resultados de temperatura no se encuentran las curvas de enfriamiento para cada vaciado que realizaron Sheikh et al. dificultando el perfecto ajuste de las curvas. En el modelo microestructural se tuvo en cuenta la composición reportada (Sheikh, et al., 2005) y para simular el efecto de *fading* se varió la constante b de nucleación en la ecuación 2.10 entre $1 \times 10^{16} < b < 6 \times 10^{18}$, manteniendo la constante c en 500 (ecuación 2.11).

En la figura 5-28 se puede apreciar la comparación entre los resultados obtenidos mediante el modelo de nodularidad y los resultados reportados por Sheikh. En ella se puede observar que el modelo es capaz de predecir el proceso de desvanecimiento del tratamiento de inoculación porque los resultados obtenidos con el modelo presentan las mismas tendencias reportadas para el cambio del conteo de nódulos con la temperatura de máximo sobre-enfriamiento de vaciado (TEU), temperatura de recalcencia (TER) y tiempo de transformación eutectica (t_{TE}). Las diferencias en los valores obtenidos se deben a la falta de los datos de enfriamiento experimental sin los cuales no se puede realizar un buen ajuste de la curva de enfriamiento, por lo cual el mayor ajuste que se logró fue al utilizar un coeficiente de transferencia h igual a $4 \text{ W/m}^2\text{K}$

En la figura 5-29 se encuentran los resultados experimentales y modelados de nodularidad para el proceso de *fading*. A pesar que los resultados numéricos muestran que a menor constante de nucleación se ve más marcado el proceso de *fading*, no se logra alcanzar la tendencia en la disminución experimental. La baja variación en el modelo se debe a que en las leyes de crecimiento de los nódulos (Ecuaciones 2.12 y 2.14) no se tiene en cuenta constantes relacionadas con el tratamiento químico de nodulización, a diferencia de la ecuación de nucleación en la cual las constantes b y c representan el proceso de inoculación.

5.3. Conclusiones

Debido a que con los modelos microestructurales existentes no se logró obtener el comportamiento experimental, se propuso un nuevo modelo microestructural que permitió la evaluación de la nodularidad al tener en cuenta que el proceso de crecimiento depende de la difusión del carbono y ésta de la fracción sólida presente. De esta manera se planteó un crecimiento de nódulos en tres etapas: i) crecimiento en el líquido ($0 < f_s < 0.3$), crecimiento en la zona pastosa ($0 < f_s < 0.8$) y crecimiento en austenita o fase sólida ($0.8 < f_s < 1$).

El nuevo modelo microestructural fue evaluado teniendo en cuenta dos modelos de nucleación que se diferencian en la forma en que se generan los diferentes puntos de crecimiento del grafito: la nucleación instantánea que propone, como su nombre lo dice, la generación de todos los nódulos en un intervalo de tiempo numérico (Δt) y la nucleación continua, que propone la nucleación de nódulos durante toda la solidificación, viéndose interrumpida por el proceso de recalcificación.

Gracias a las simulaciones con el nuevo modelo microestructural y la nucleación instantánea, se logró demostrar que la variación del conteo de nódulos con la temperatura de vaciado se debe a cambios en el sobre-enfriamiento inicial (diferencia entre la temperatura de nucleación eutéctica y la temperatura de sobre-enfriamiento eutéctico) y no del sobre-enfriamiento eutéctico, como se ha trabajado en los modelos de nucleación hasta la fecha.

Por otra parte, al emplear una nucleación continua, el nuevo modelo microestructural logra predecir la variación experimental encontrada con valores superiores de nodularidad. Sin embargo, al representar la tendencia experimental se logró explicar que a pesar de que el grado de redondez de un solo nódulo puede variar dependiendo de la velocidad con la que se de la unión de la célula eutéctica, la nodularidad promedio de una muestra depende de la cantidad de puntos de nucleación generados al predominar una fase sólida. Este comportamiento se debe a que los nódulos que crecen una vez

terminada la solidificación están rodeados por completo por austenita, por lo cual tienen un mismo radio de difusión que conlleva a nódulos perfectamente redondos variando la nodularidad promedio. La cantidad de nódulos perfectamente redondos cambia con el sobre-enfriamiento eutéctico, que a su vez se modifica con la temperatura de vaciado, por lo tanto, dependiendo de la cantidad de nuevos nódulos perfectos se aumenta la nodularidad promedio final.

Teniendo en cuenta que con el nuevo modelo de nodularidad se puede predecir la variación de las características morfológicas del grafito según el modelo de nucleación elegido, se recomienda que para futuros trabajos se plantee un nuevo modelo de nucleación en el cual se genere una nucleación pronunciada al principio de la solidificación y con el tiempo ésta disminuya al verse limitada por la fracción sólida existente y no se produzca una interrupción de la generación de puntos de crecimiento por la recalescencia.

Para poder encontrar valores más cercanos a los experimentales en cuanto a la nodularidad, se puede plantear que al ingresar en la fase pastosa, el crecimiento de los nódulos en contacto con la austenita se controle por la cantidad de austenita que los rodea, es decir, empezar a tener en cuenta diferentes radios de difusión debido a los límites de grano existentes.

El modelo propuesto para la nodularidad tiene la capacidad de predecir el desvanecimiento del tratamiento químico de inoculación al variar las constantes que dependen del proceso en la ecuación 2.11. En cuanto al desvanecimiento del tratamiento químico de nodulización, no se evidenció una disminución fuerte en el valor de la nodularidad, lo cual se debe a la falta de una constante en el modelo que permita representar la calidad del proceso que se sigue a nivel industrial.

Para lograr un modelo que tenga en cuenta el proceso de *fading* sin la necesidad de cambiar las constantes que reflejan los tratamientos químicos, es necesario que los valores definidos empiecen a disminuir con cada intervalo de tiempo computacional (Δt) de forma tal que en un tiempo determinado para cada proceso productivo, se

desencadene de manera marcada el proceso de *fading* y se pueda determinar cuál es el tiempo máximo de sostenimiento de la colada en la cuchara antes que se degenere la estructura del grafito.

5.4.Tablas

Tabla 5-1. Características más importantes de los modelos publicados por diferentes investigadores que tratan la solidificación de fundiciones de hierro nodular desde un nivel microestructural.

Teoría	Autores	Tipo de aleación	Tipo de solidificación	Nucleación	Micro segregación	Interacción de los granos (fracción sólida)
Uninodular	Su et al., 1984	Eutéctica		Continua		Si, en la fórmula de crecimiento en contacto con austenita
	Fredriksson et al., 1984	Eutéctica		Instantánea		Ecuación de Johnson-Mehl
	Stefanescu, et al., 1985	Hipoeutéctica		Instantánea		Ecuación de Johnson-Mehl
	Castro et al., 1989	Eutéctica	Equiaxial	Continua		Ecuación de Johnson-Mehl
	Chang et al., 1991	Hipoeutéctica		Instantánea		Ecuación de Johnson-Mehl
	Wenzhen et al., 1996	Eutéctica		Instantánea		Ecuación de Johnson-Mehl
	Liu et al., 1999			Instantánea		
	Zhao et al., 2001	Hipereutéctica		Continua	Si-Mn	Ecuación de Johnson-Mehl
Plurinodular	Boeri, 1989	Eutéctica	Equiaxial	Continua	Si	Sí, en la fórmula de nucleación y crecimiento en contacto con austenita

	Dardati, 2005	Eutéctica	Equiaxial	Continua	Si	Sí, en la fórmula de nucleación de nódulos
--	------------------	-----------	-----------	----------	----	---

5.5. Figuras

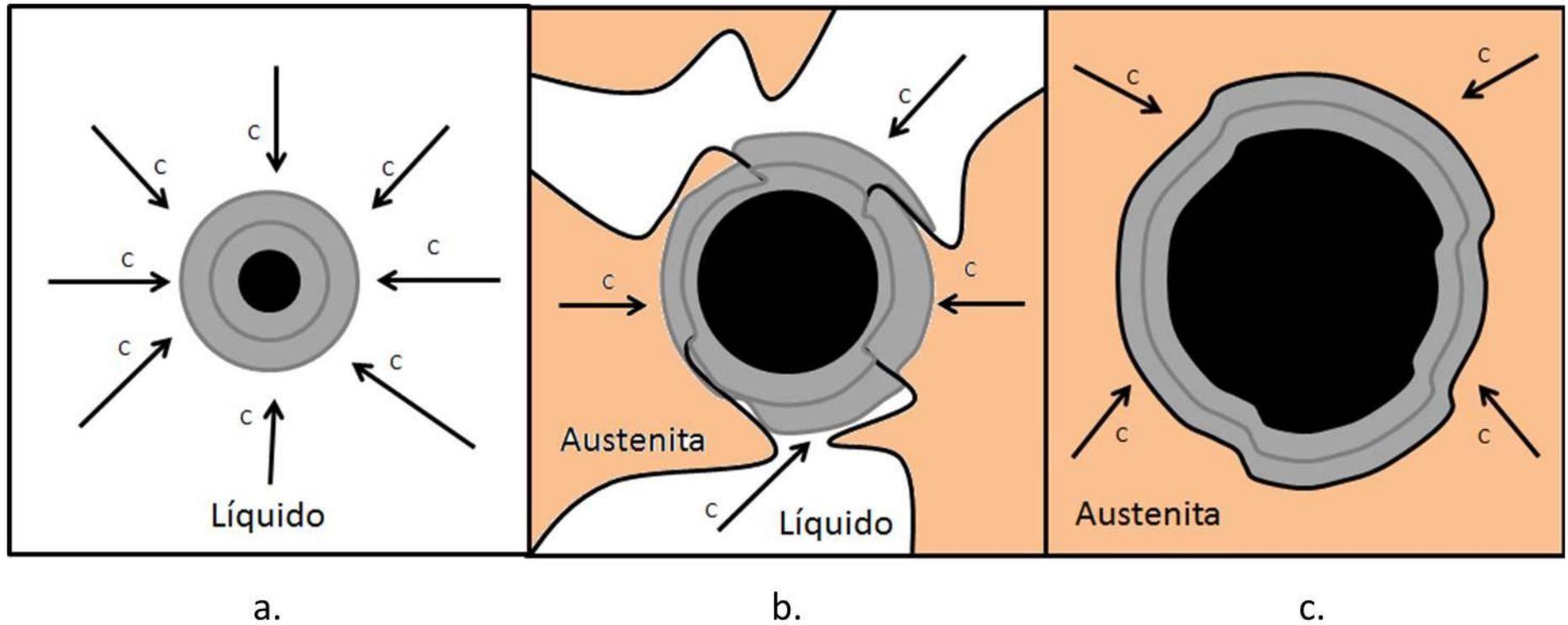


Figura 5-1. Crecimiento de un nódulo de grafito dependiendo de la fase que lo rodee. a). Nódulo rodeado de líquido. b). Nódulo rodeado de líquido y austenita. c). Nódulo rodeado de austenita.

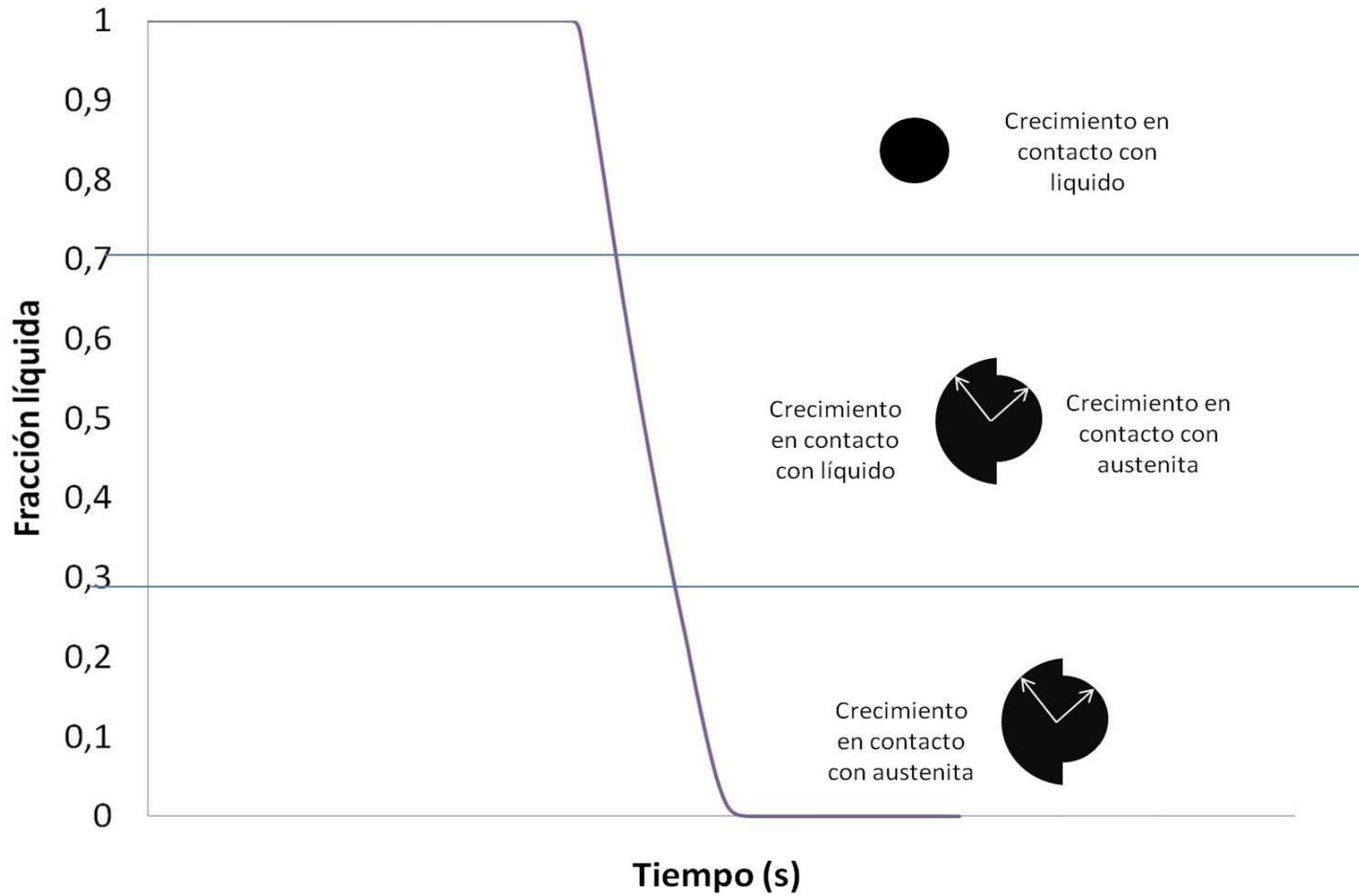


Figura 5-2. Crecimiento propuesto para los nódulos

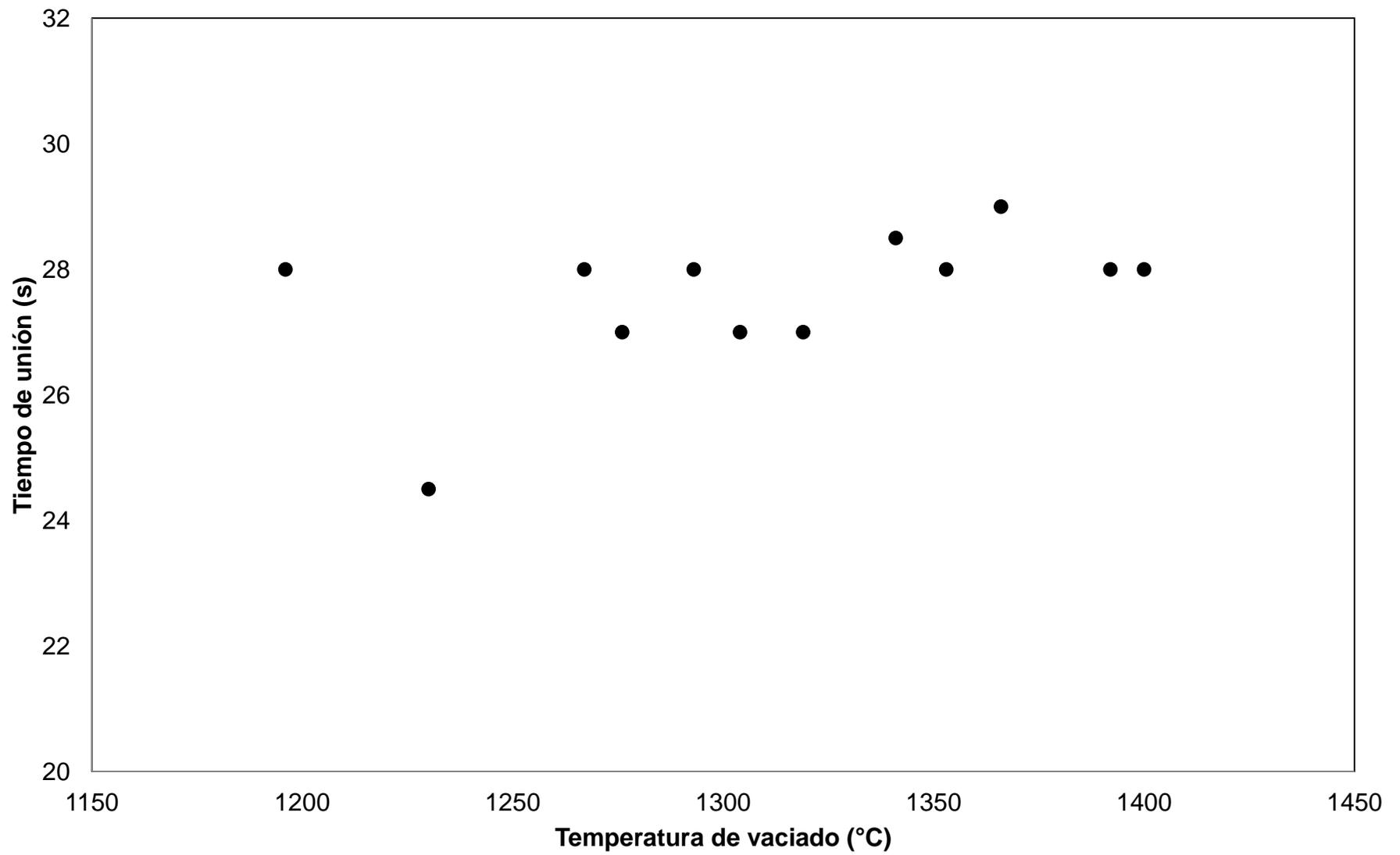


Figura 5-3. Variación del tiempo para obtener una fracción sólida del 0.3 con la temperatura de vaciado.

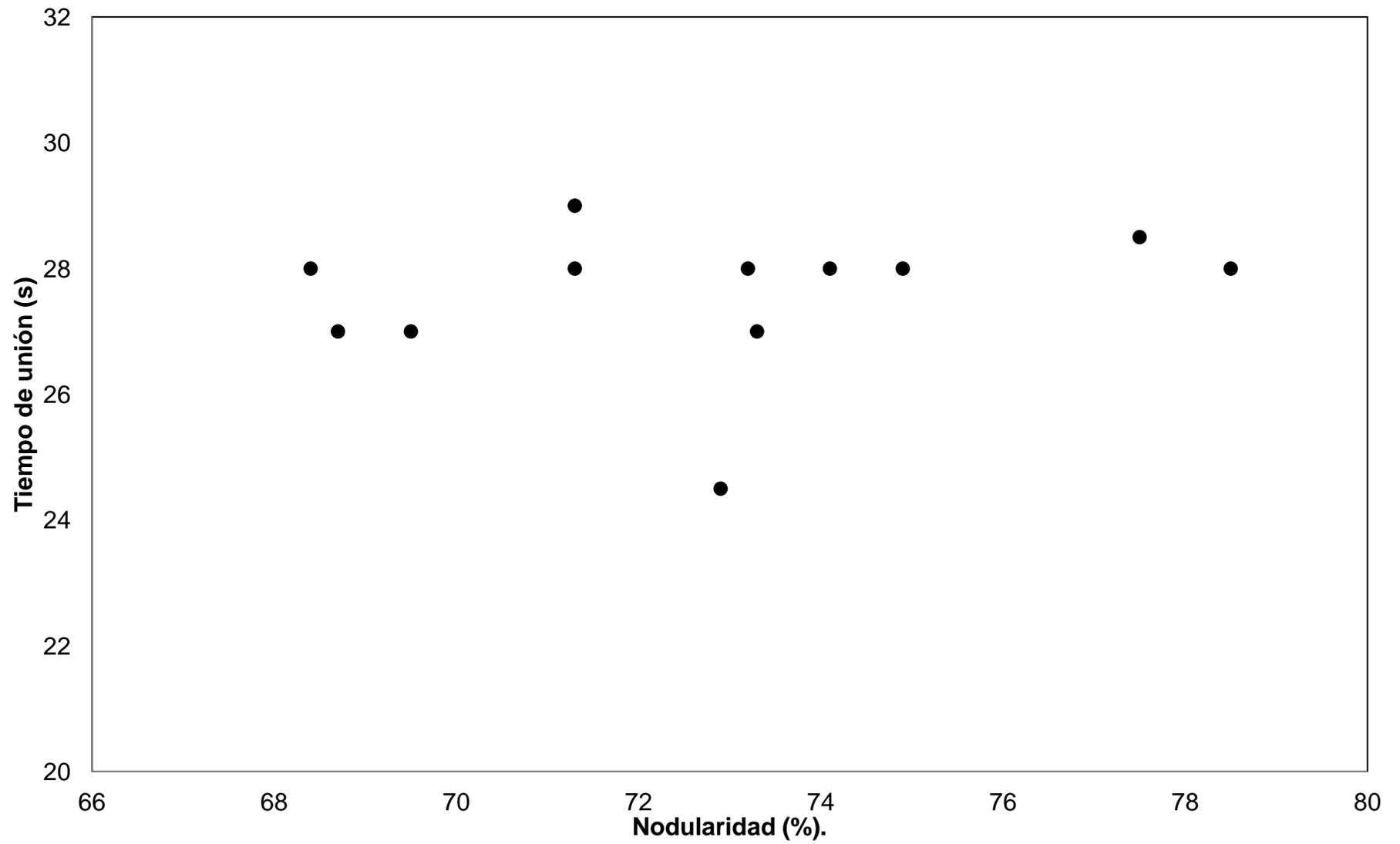


Figura 5-4. Variación del tiempo para obtener una fracción sólida del 0.3 con la nodularidad experimental encontrada en el capítulo 3.

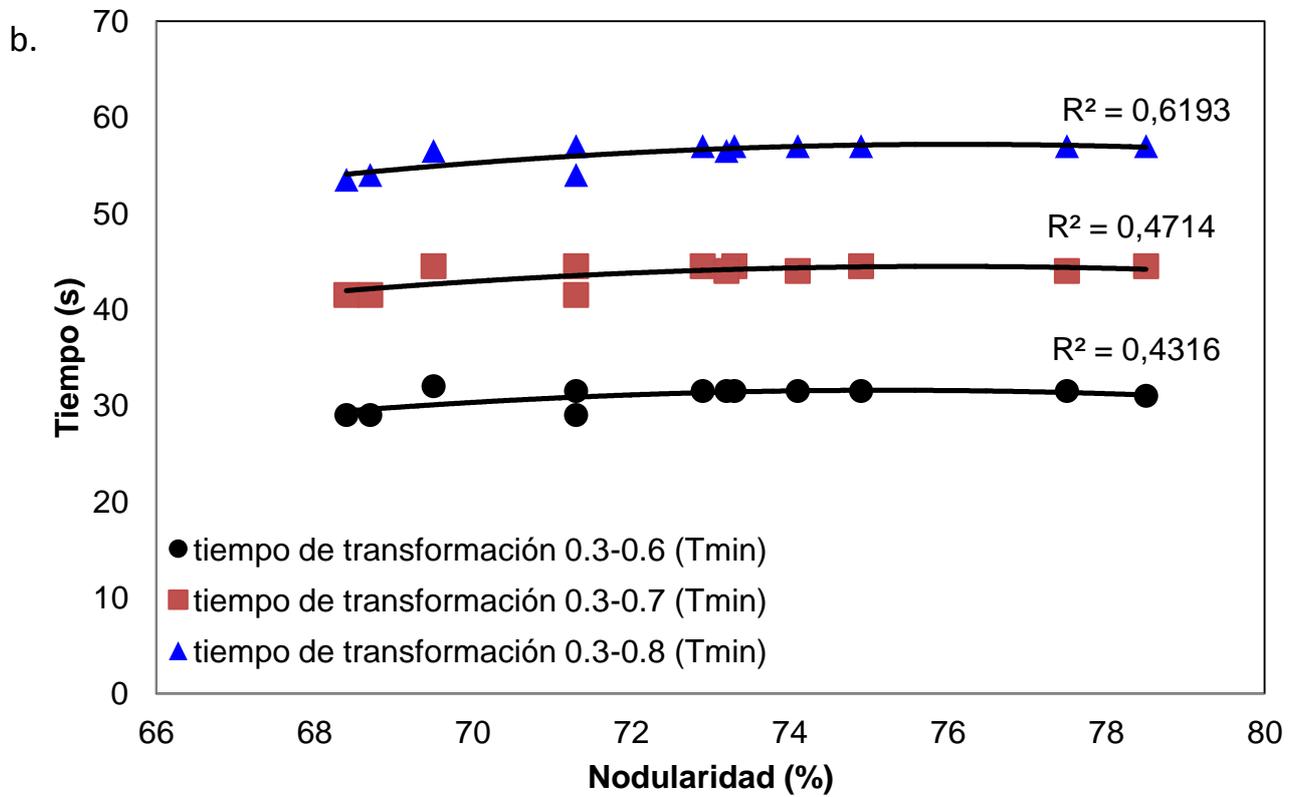
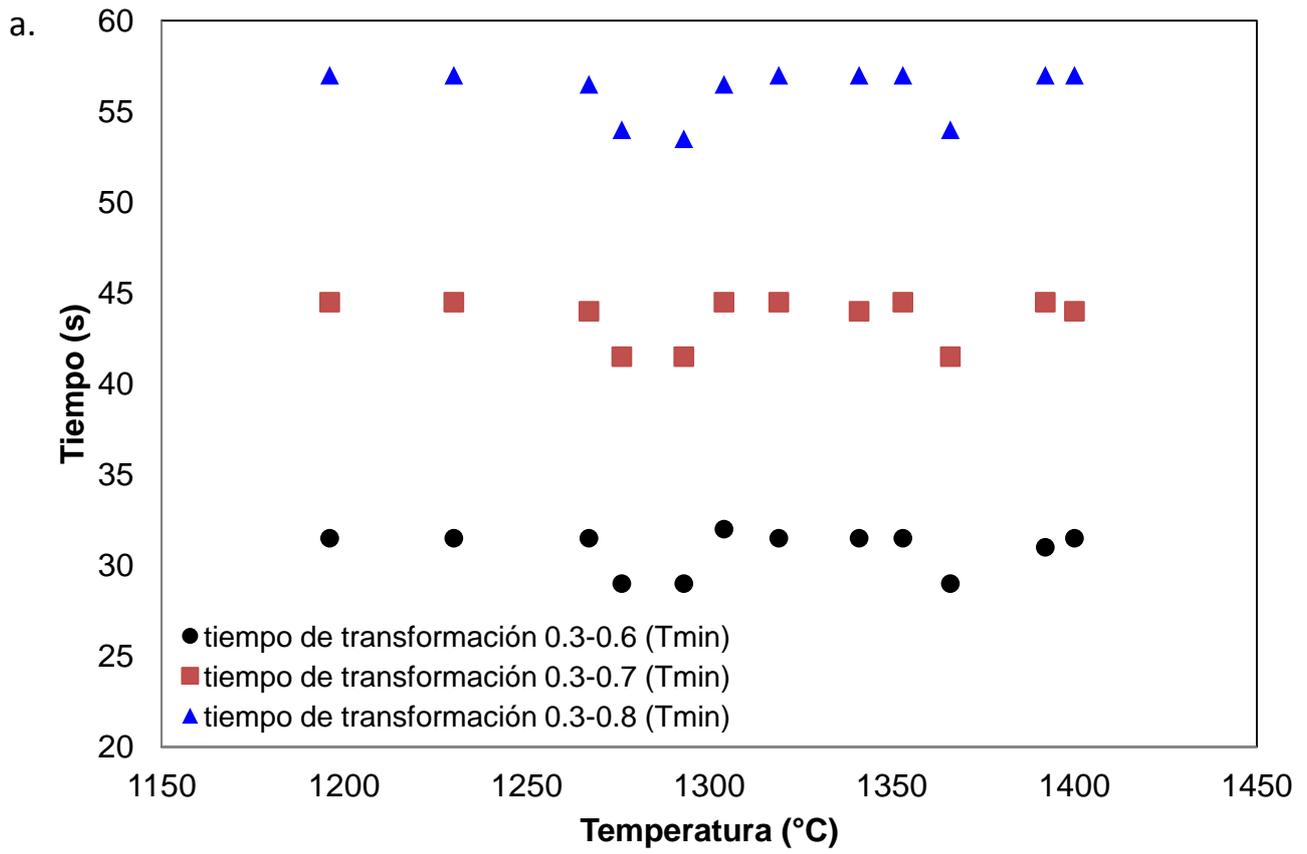


Figura 5-5. Relación entre el tiempo de acople para la formación de la célula eutéctica con a) temperatura de vaciado b) Nodularidad

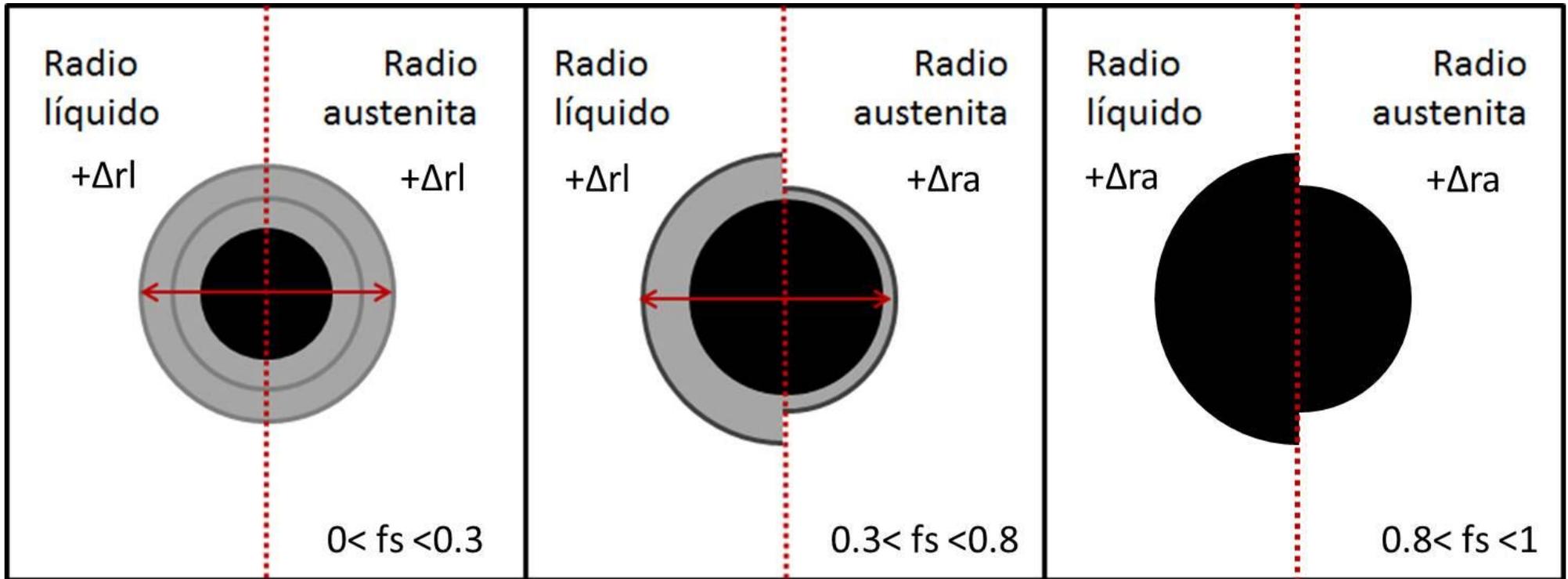


Figura 5-6. Crecimiento del nódulo de grafito según los intervalos definidos para el cambio de ley de difusión del carbono hacia el grafito esferoidal.

i	$DN(i)$
1	N_1
2	N_2
3	N_3
...	...
K	N_k
...	
n_{max}	

(a)

i	$RN(i)$
1	$R_{gr\ 1}$
2	$R_{gr\ 2}$
3	$R_{gr\ 3}$
...	...
K	$R_{gr\ k}$
...	
n_{max}	

(b)

Figura 5-7. (a) Matriz de densidad de nódulos para un punto de Gauss. (b) Matriz de tamaño de nódulos para un punto de Gauss (Dardati, 2005).

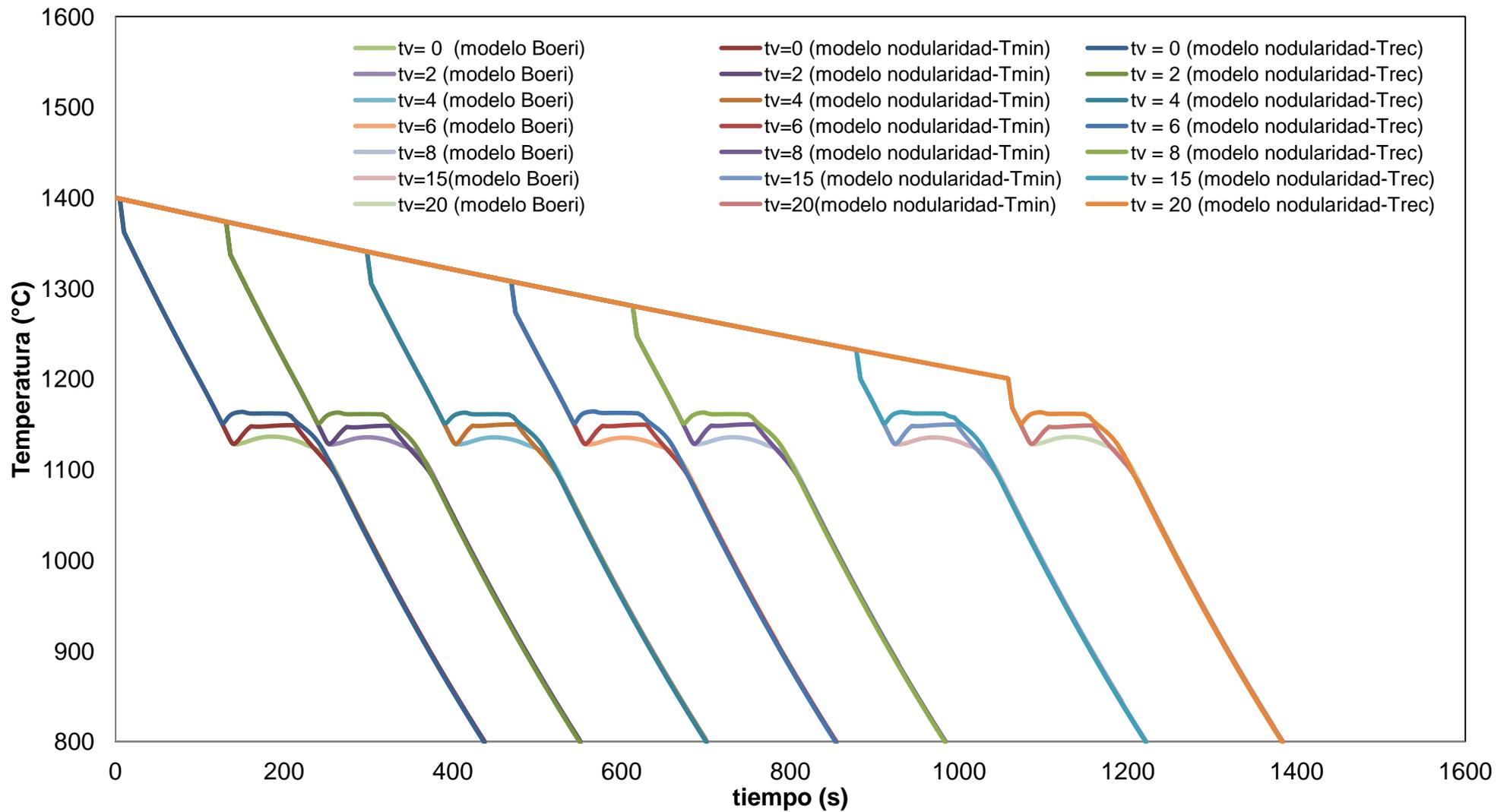


Figura 5-8. Curvas de enfriamiento obtenidas mediante la modelación de la solidificación de hierros nodulares fundidos en un proceso industrial. Se encuentra comparado para cada tiempo de vaciado, el resultado de la solidificación según un modelo microestructural (modelo Boeri) y un modelo microestructural que predice la nodularidad evaluado tanto con nucleación instantánea (Trec) como nucleación continua (Tmin).

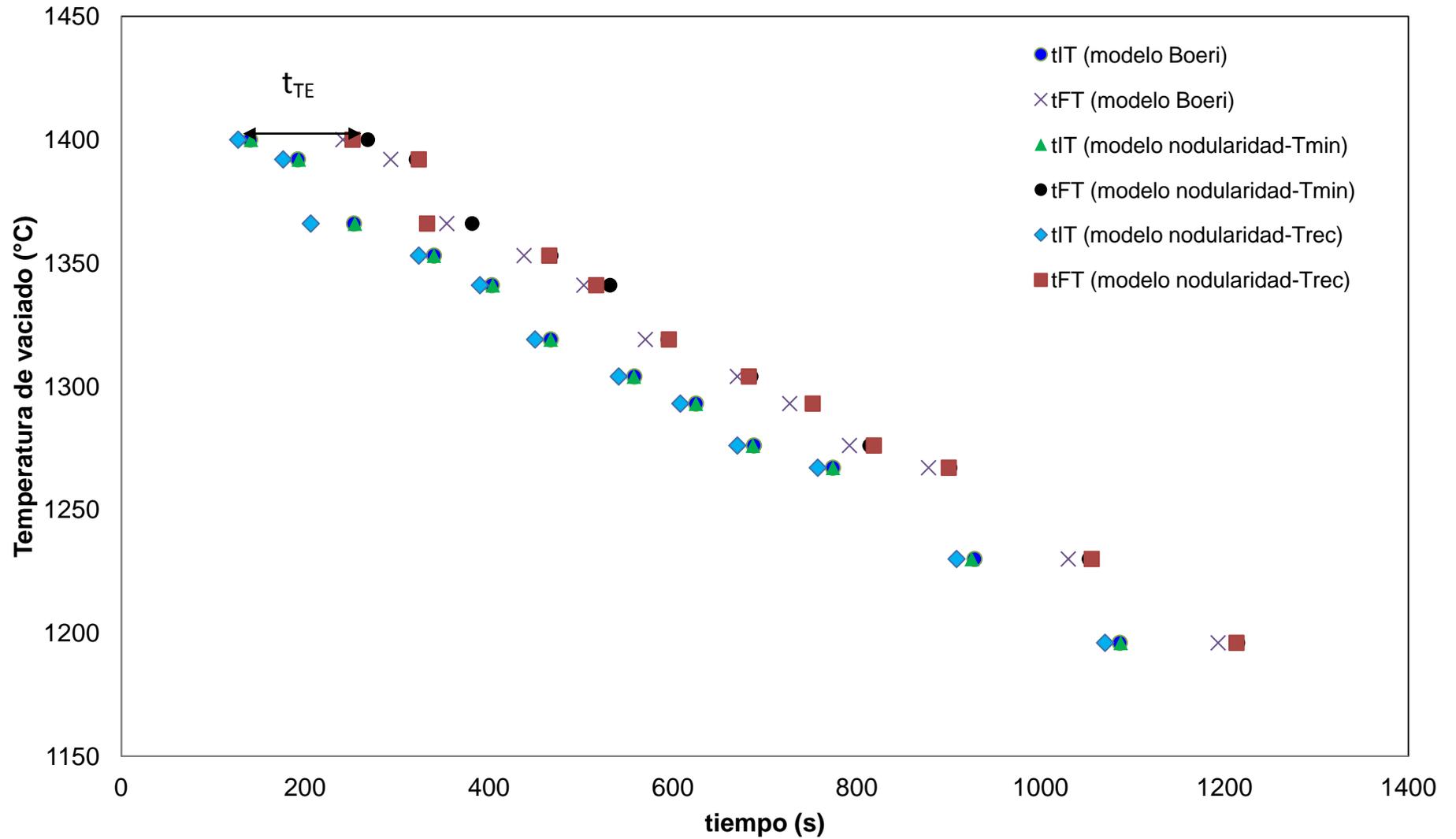


Figura 5-9. Variación del tiempo de inicio y finalización de la transformación eutéctica con la temperatura de vaciado. El tiempo transcurrido entre el tiempo de inicio y el tiempo de finalización determina la duración de la solidificación (t_{TE}).

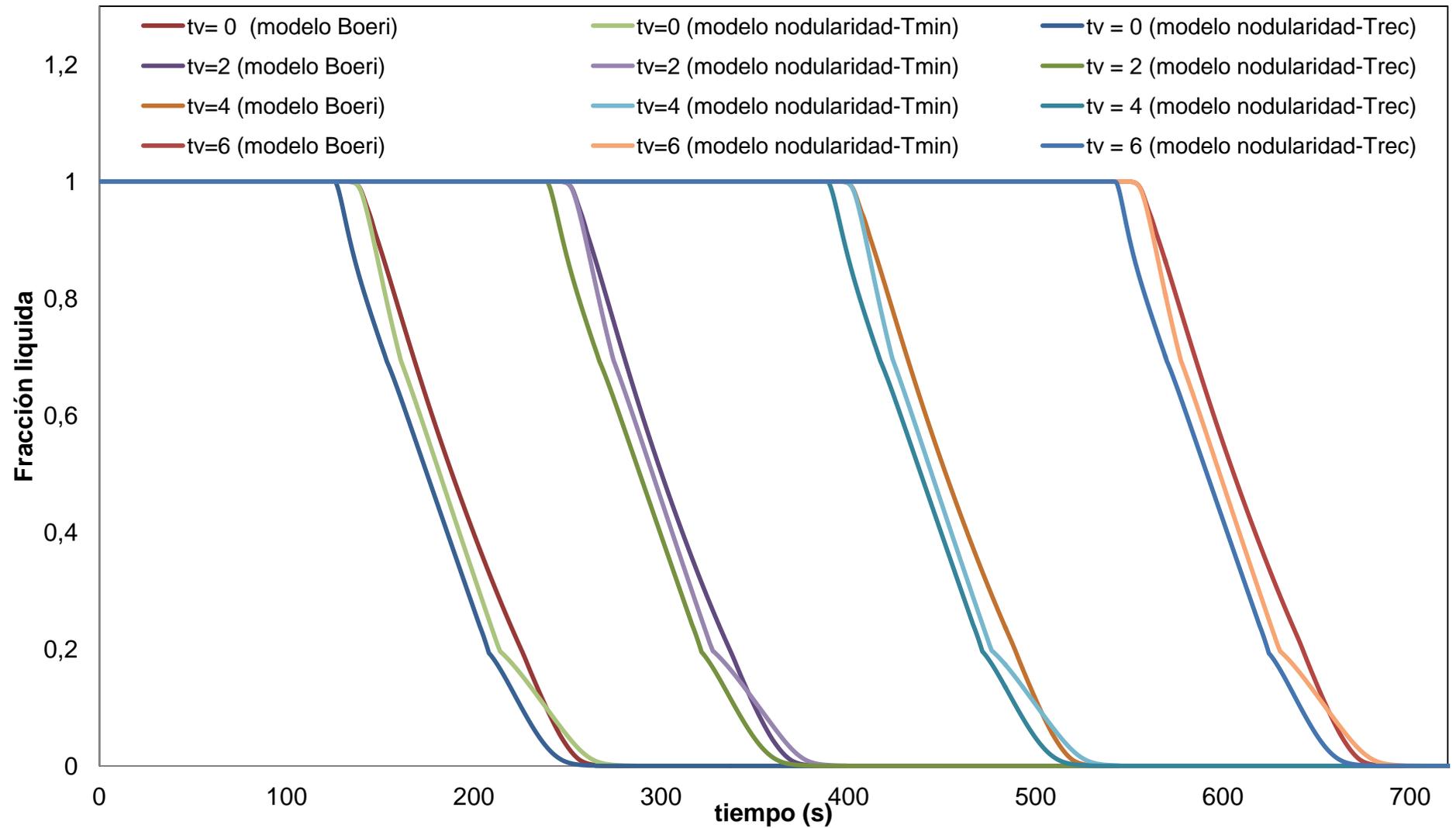


Figura 5-10. Evolución de la fracción sólida obtenida mediante la modelación de la solidificación de hierros nodulares fundidos en un proceso industrial. Se encuentra comparado para cada tiempo de vaciado, el resultado de la solidificación según un modelo microestructural (modelo Boeri) y un modelo microestructural que predice la nodularidad evaluado tanto con nucleación instantánea (Trec) como nucleación continua (Tmin).

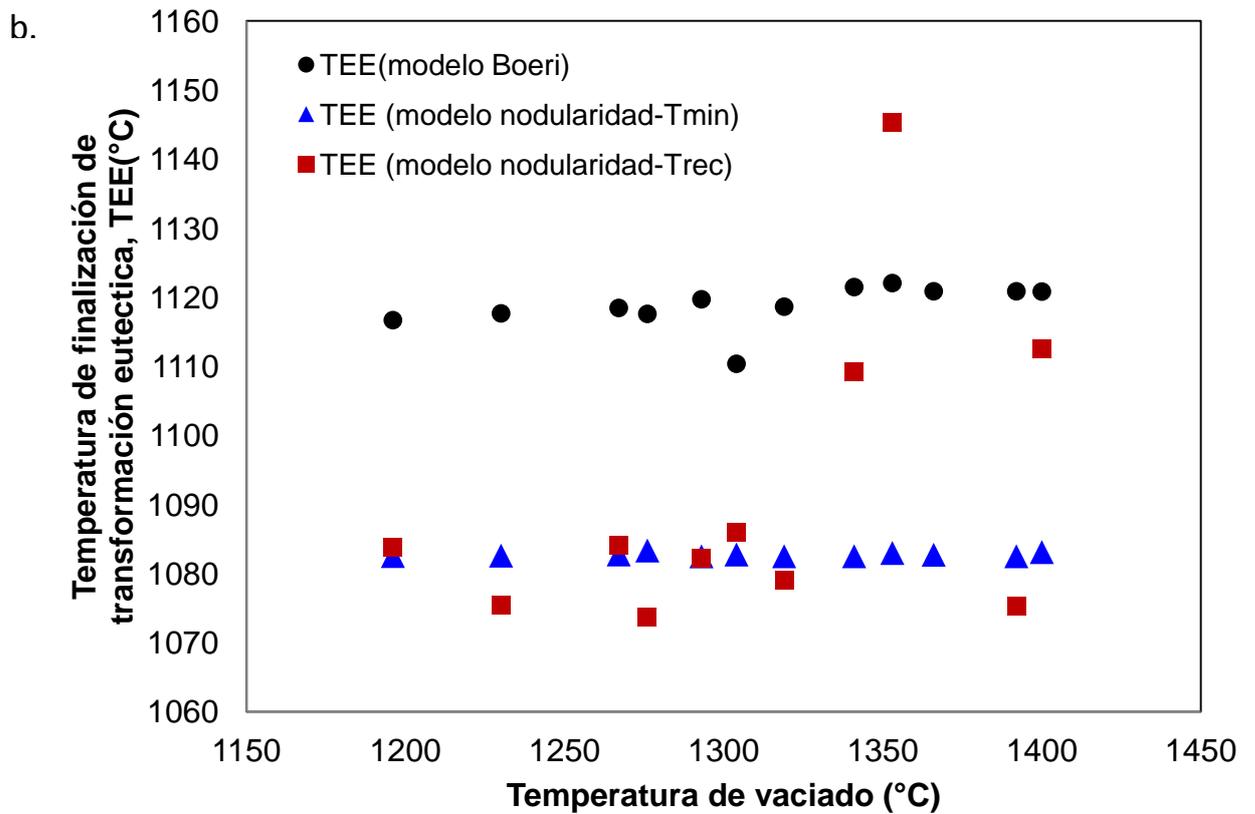
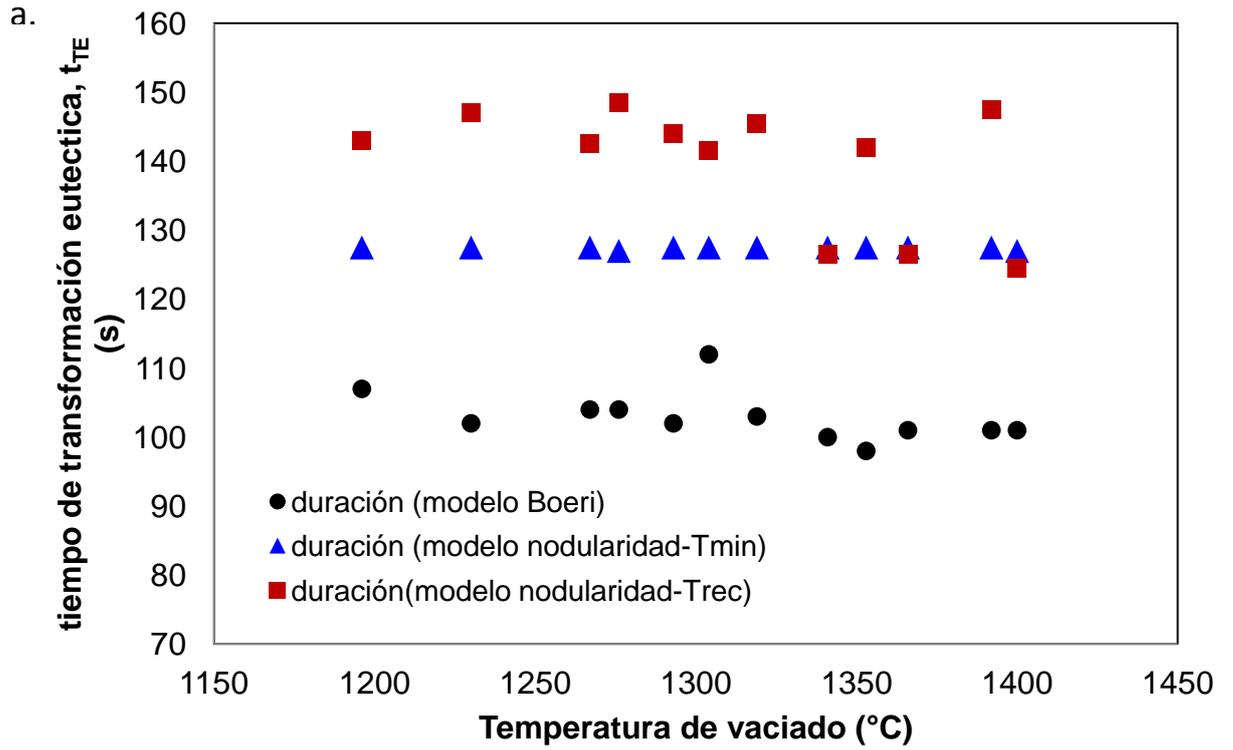


Figura 5-11. Variación de los puntos característicos de enfriamiento con la temperatura de vaciado para diferentes modelos microestructurales. a) duración de la transformación eutéctica. b) Temperatura de finalización de transformación

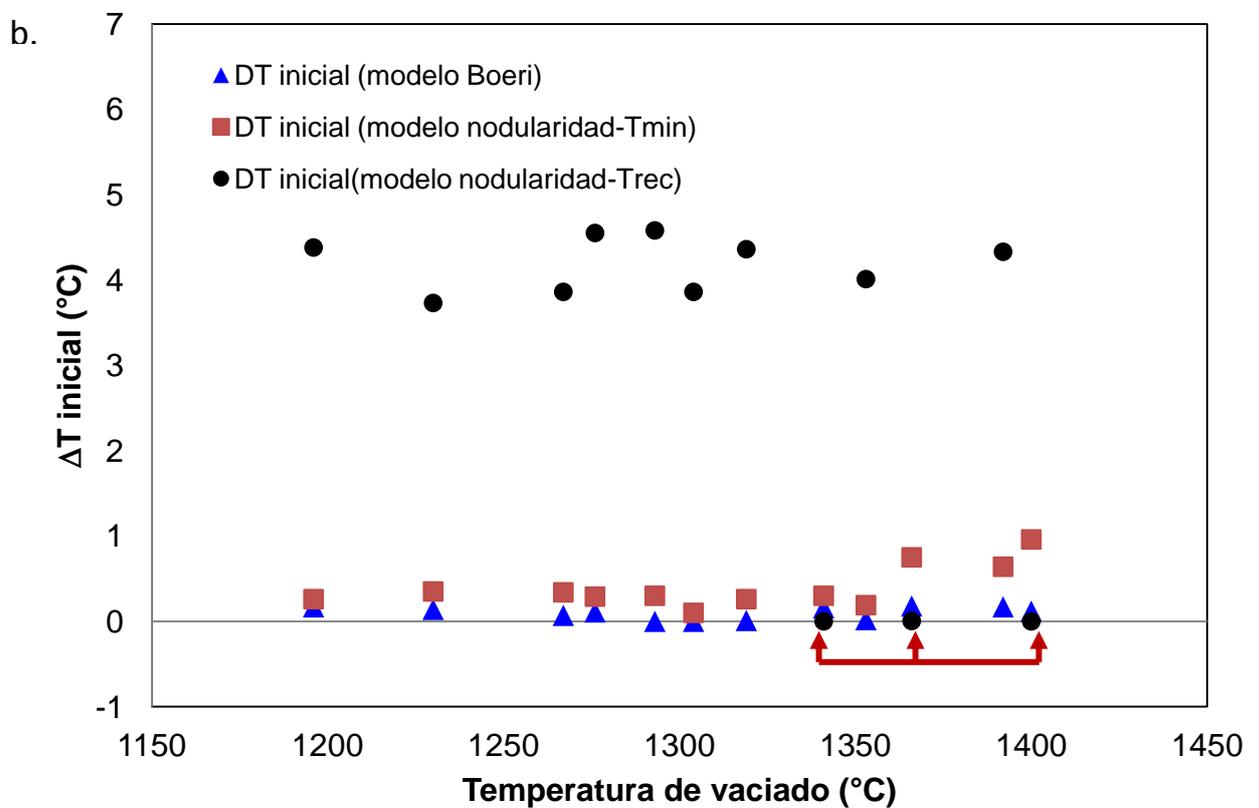
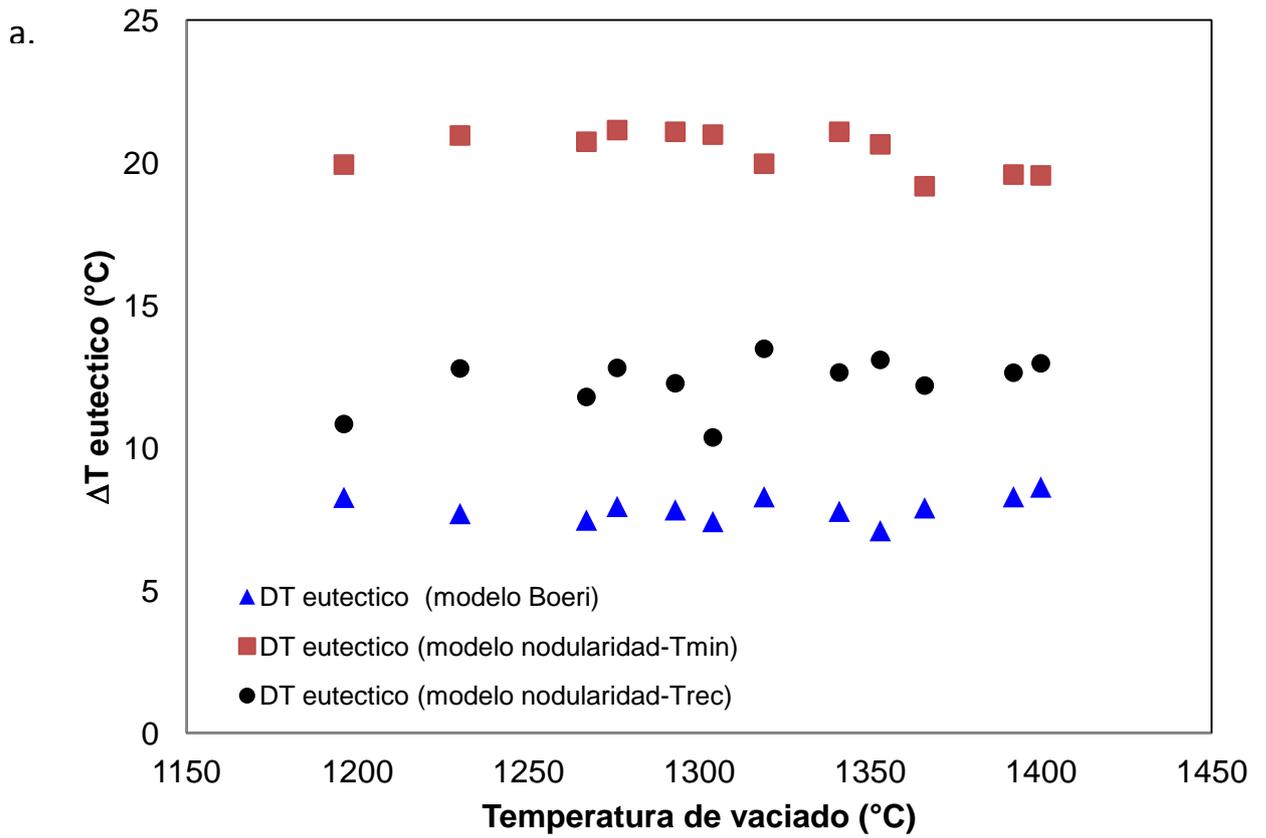


Figura 5-12. Variación de los puntos característicos de enfriamiento con la temperatura de vaciado para diferentes modelos microestructurales. a) Sobre-enfriamiento eutéctico. b) Sobre-enfriamiento inicial

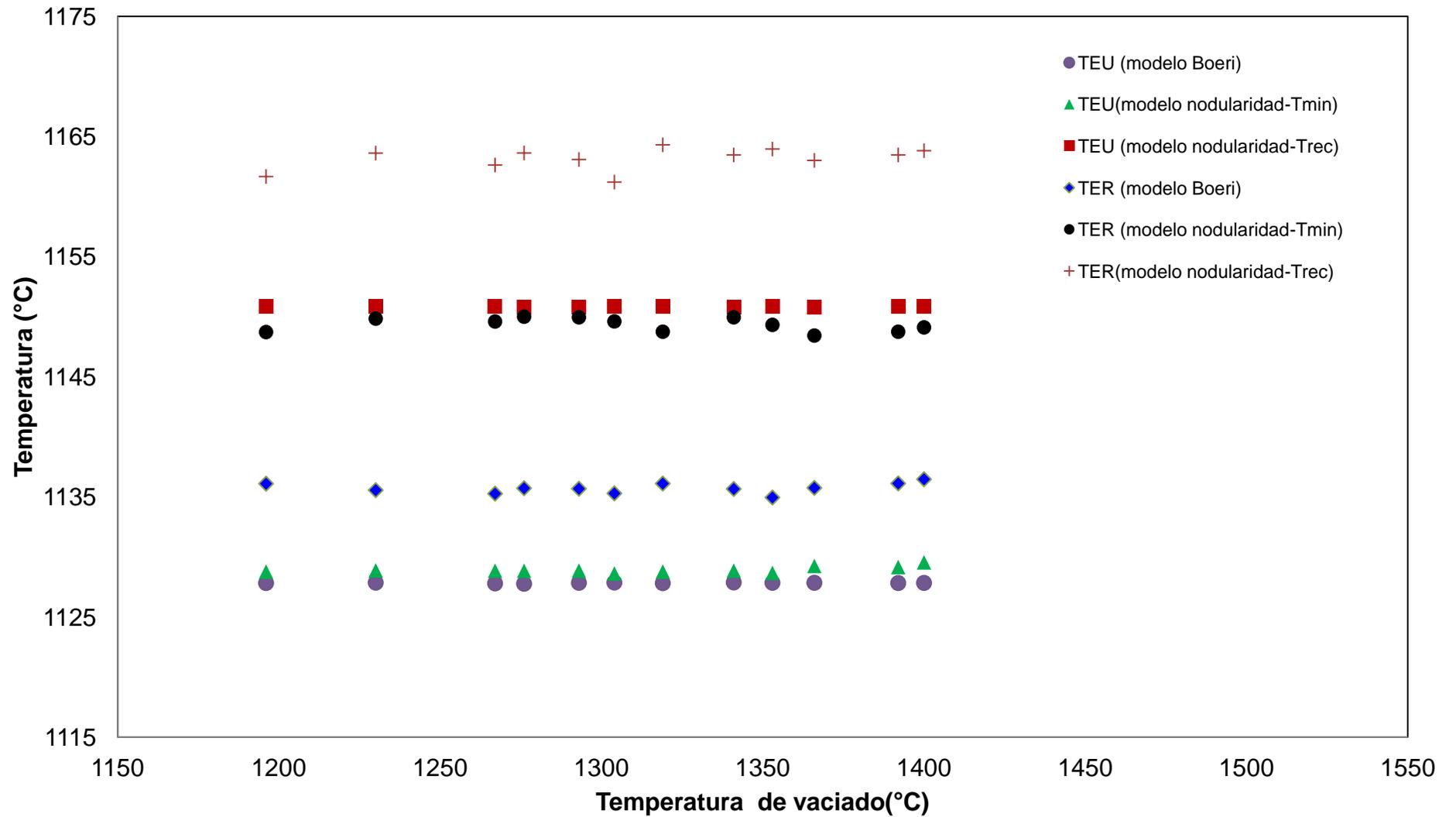


Figura 5-13. Variación de la temperatura de sobre-enfriamiento eutéctico y la temperatura de recalcancia con la temperatura de vaciado para diferentes modelos microestructurales.

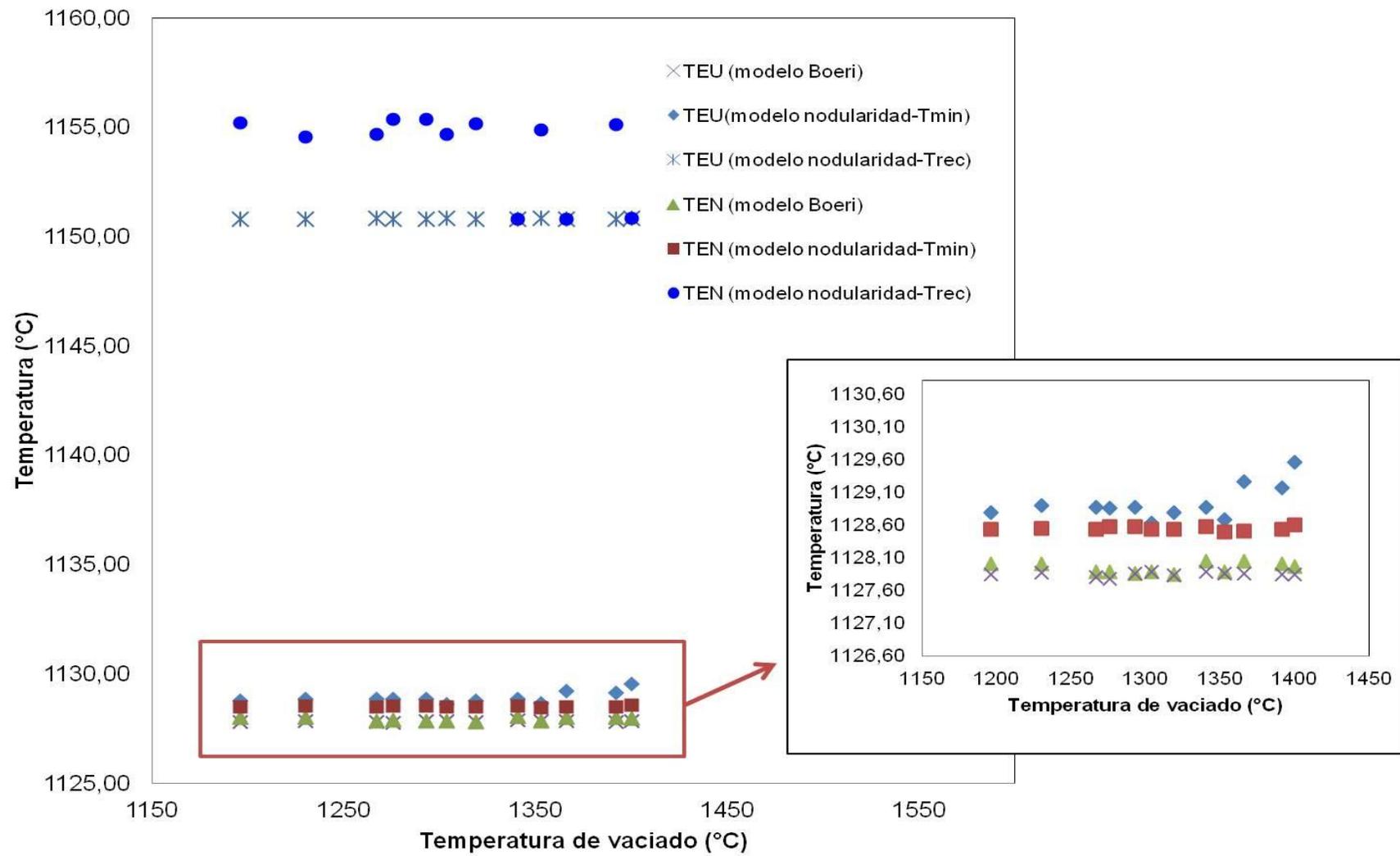


Figura 5-14. Variación de la temperatura de sobre-enfriamiento eutéctico y la temperatura de recalcificación con la temperatura de vaciado para diferentes modelos microestructurales.

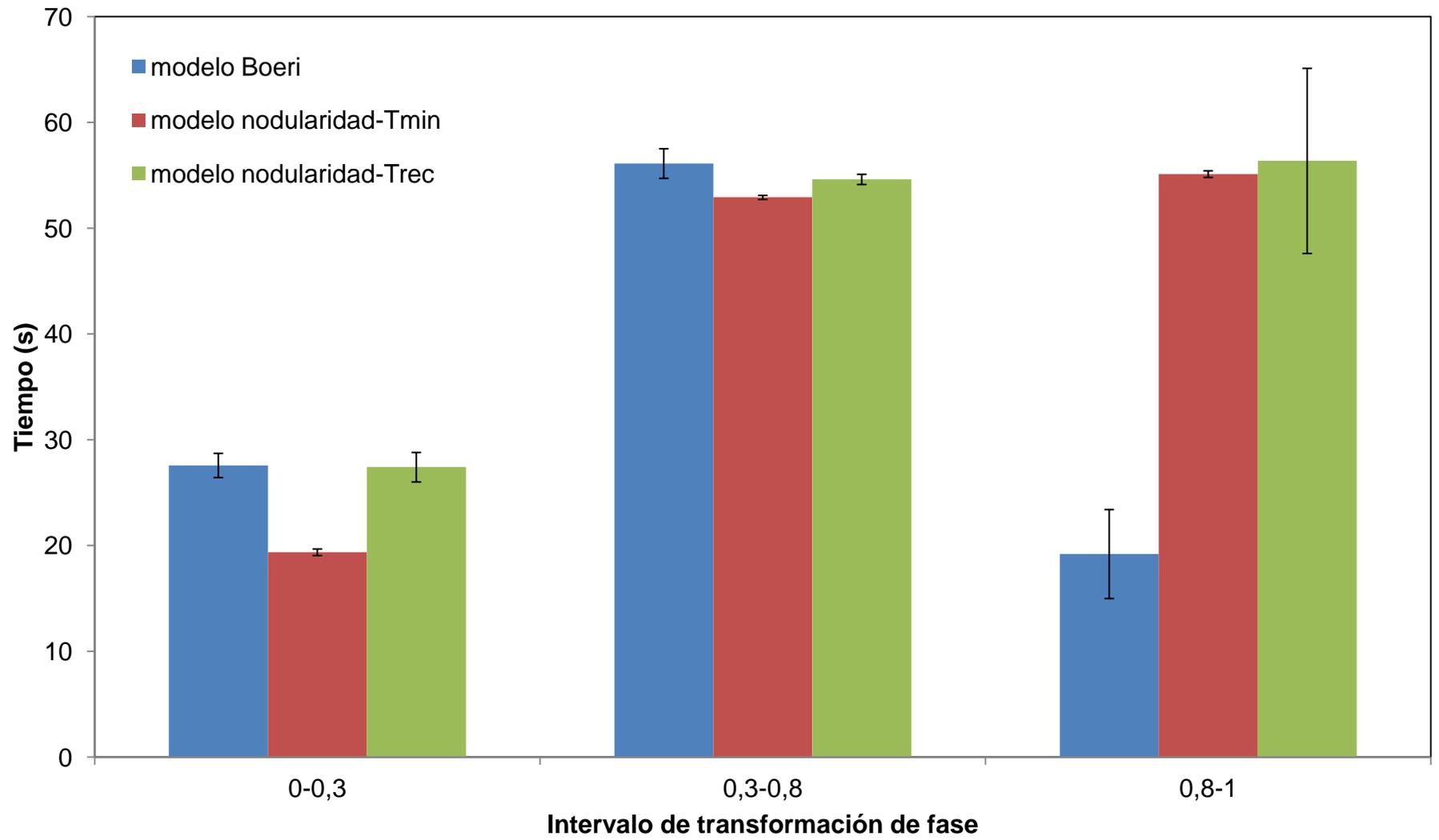


Figura 5-15. Variación del tiempo de crecimiento de los nódulos entre los intervalos definidos para el cambio de ley de crecimiento.

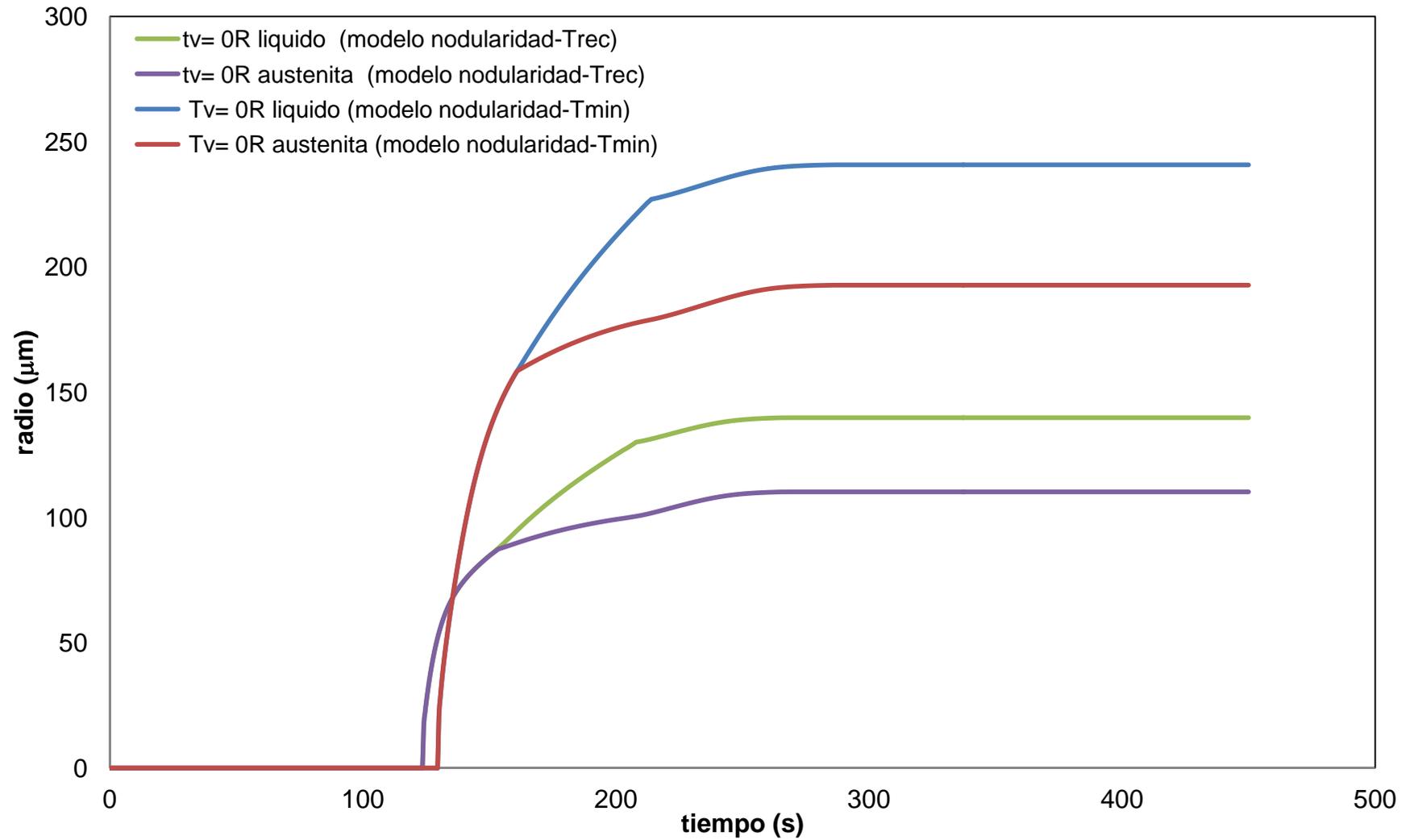


Figura 5-16. Evolución del radio en crecimiento en líquido (RL) y el radio en crecimiento en austenita (Ra) según el modelo microestructural que permite la predicción de la nodularidad empleando nucleación continua (Tmin) como nucleación instantánea (Trec).

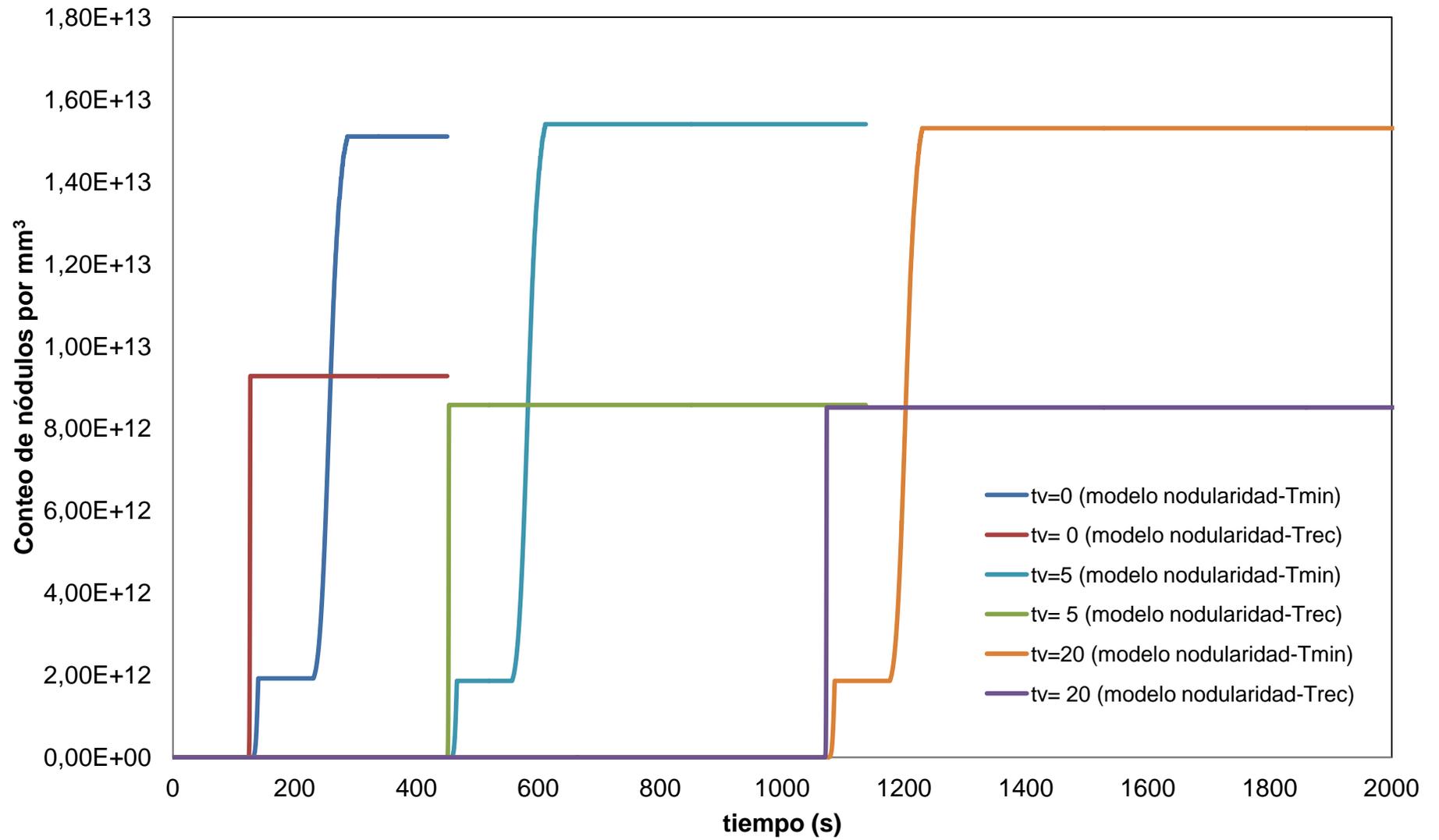


Figura 5-17. Evolución del conteo de nódulos dependiendo del modelo de nucleación utilizado (continua Tmin o instantánea Trec) para la predicción de la nodularidad durante el proceso de solidificación para vaciados a diferentes temperaturas

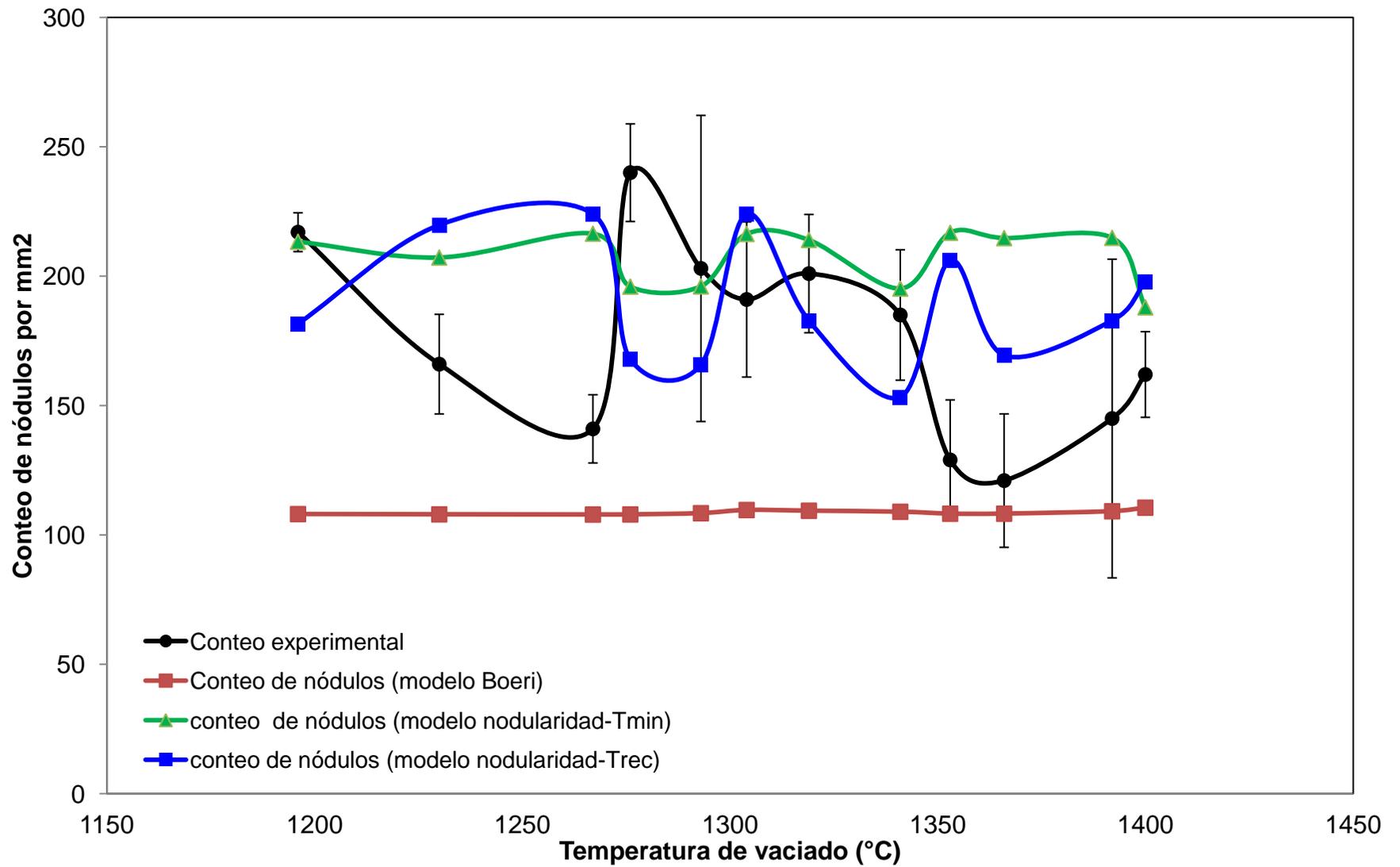


Figura 5-18. Variación del conteo de nódulos con la temperatura de vaciado. Se comparan resultados experimentales (capítulo 3), modelo Boeri (capítulo 4) y el modelo que ayuda a la predicción de la nodularidad con nucleación continua e instantánea.

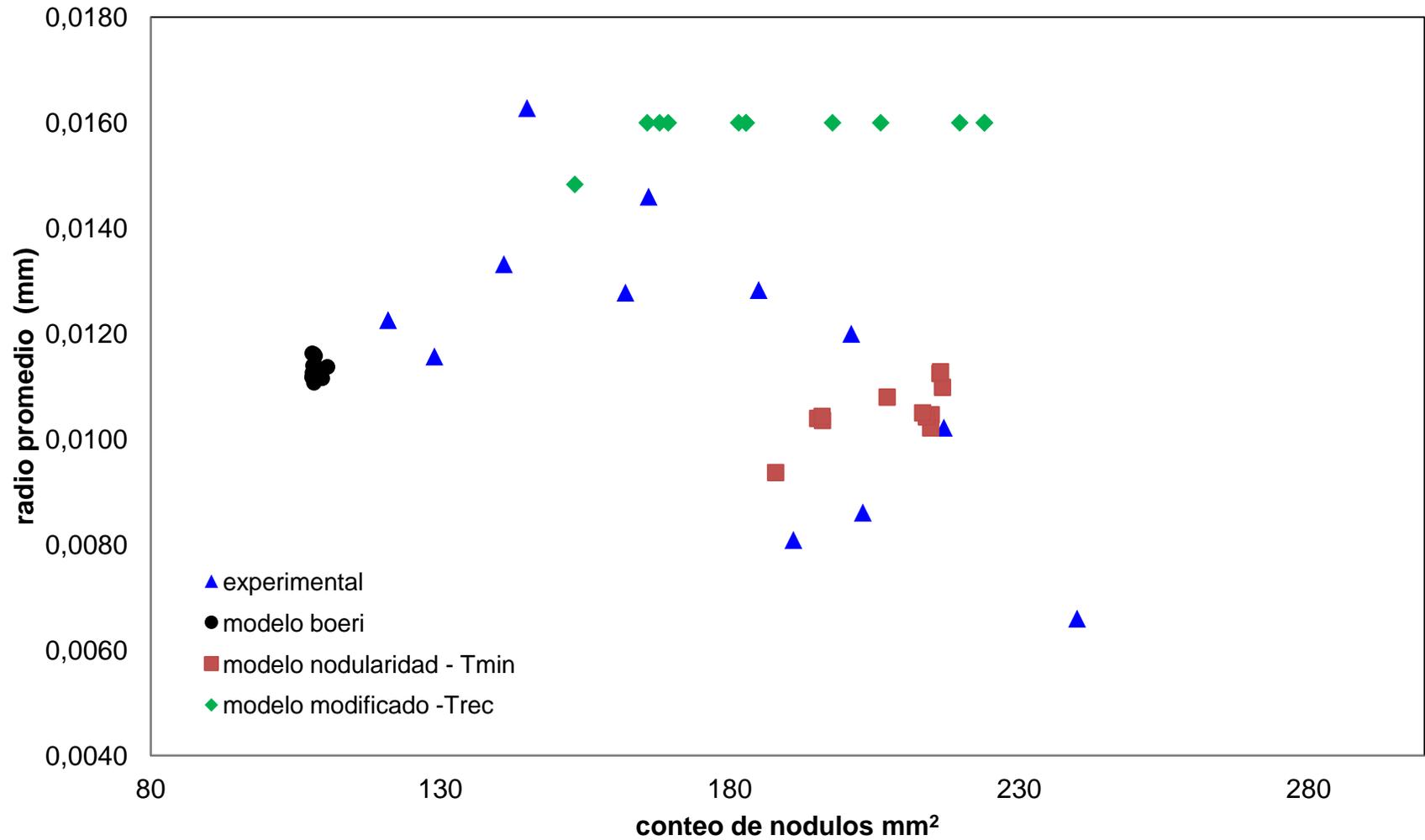


Figura 5-19. Relación entre el radio promedio y el conteo de nódulos para resultados experimentales (capítulo 3), modelo Boeri (capítulo 4) y el modelo que ayuda a la predicción de la nodularidad con nucleación continua e instantánea.

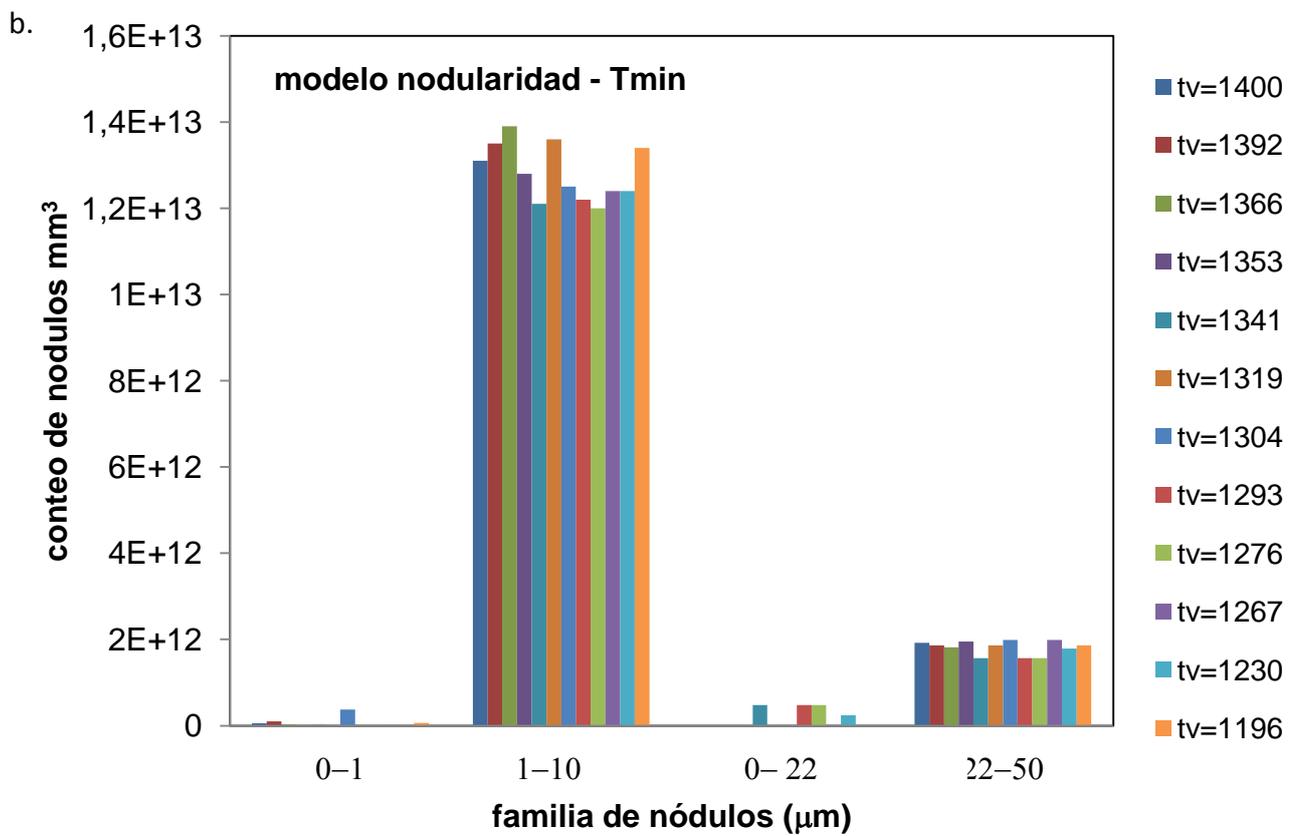
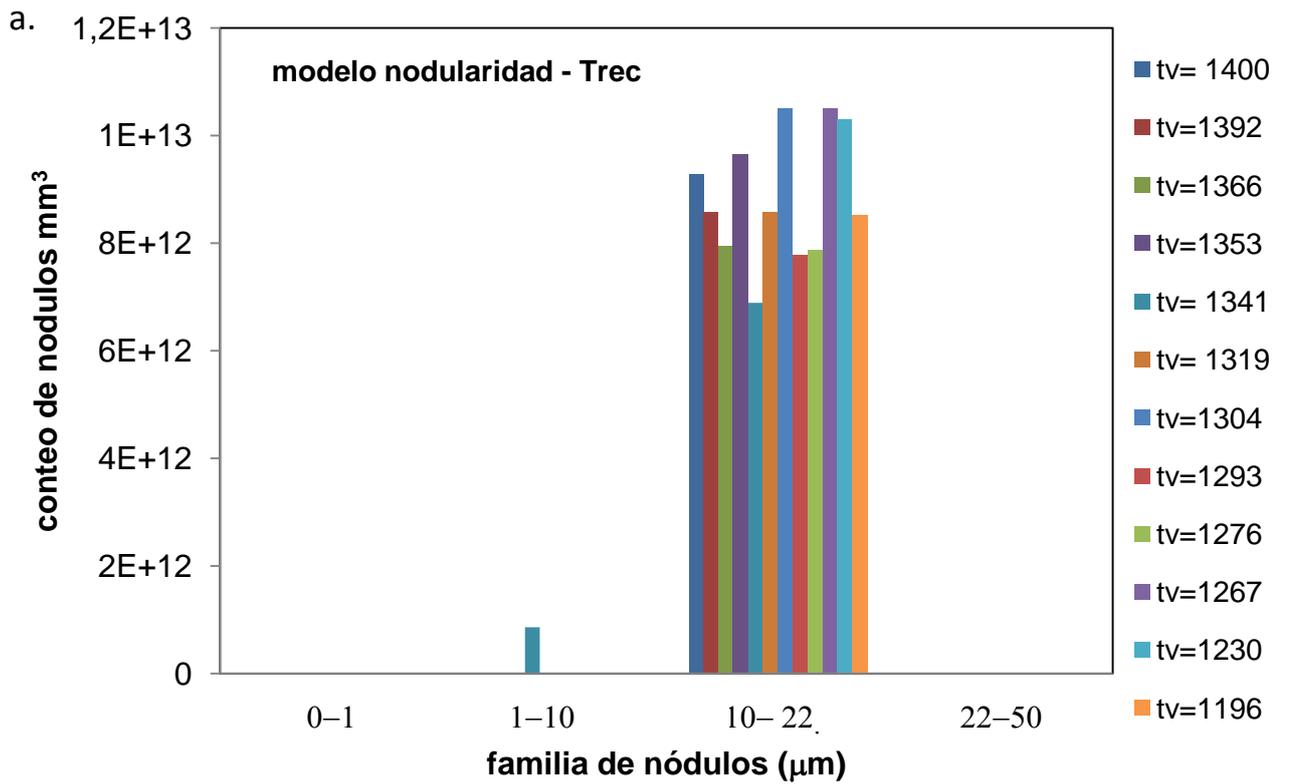


Figura 5-20. Distribución de familias de nódulos según el radio promedio alcanzado durante su crecimiento: a). Nucleación instantánea (Trec), b) nucleación continua (Tmin.)

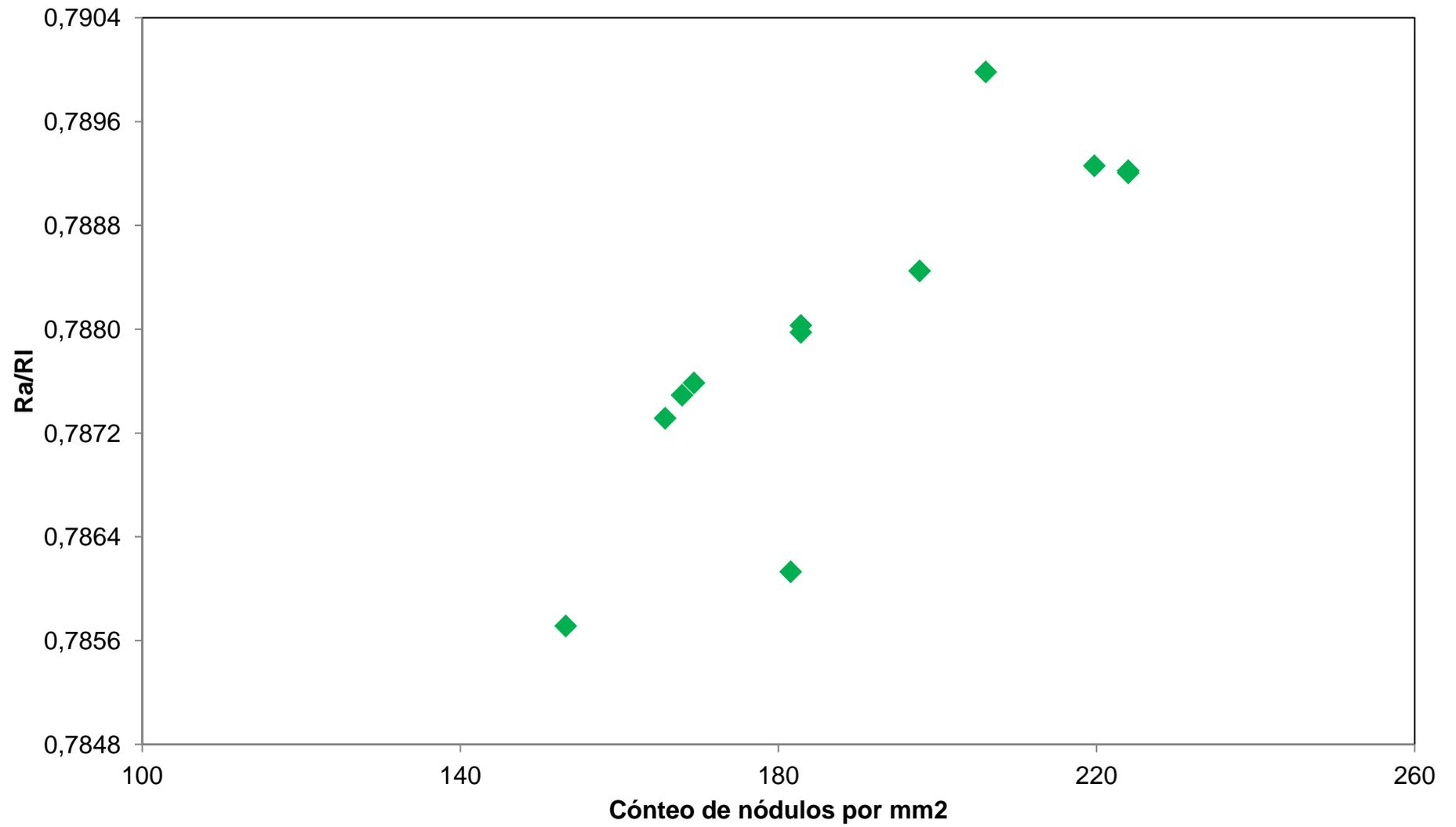


Figura 5-21. Dependencia entre la relación de radios y el conteo de nódulos para nucleación instantánea encontrada en el nuevo modelo microestructural.

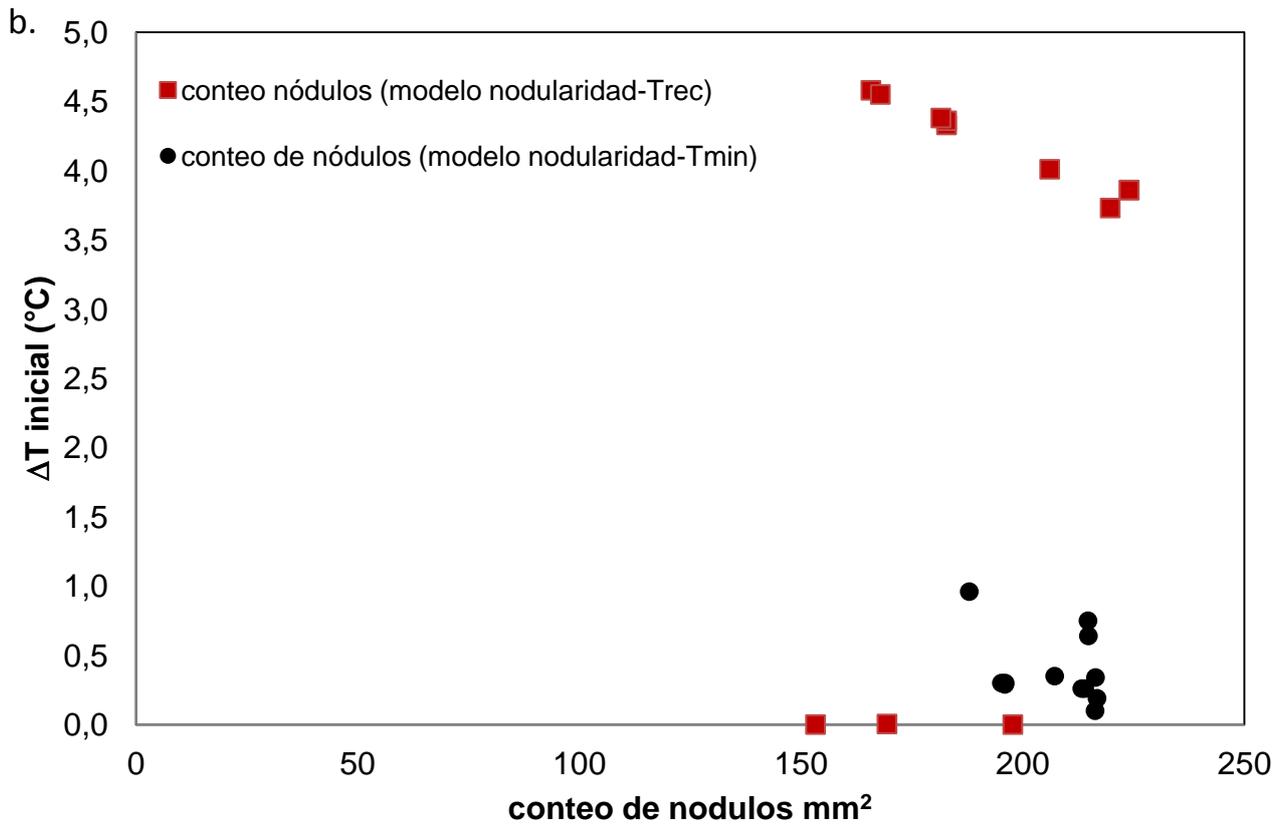
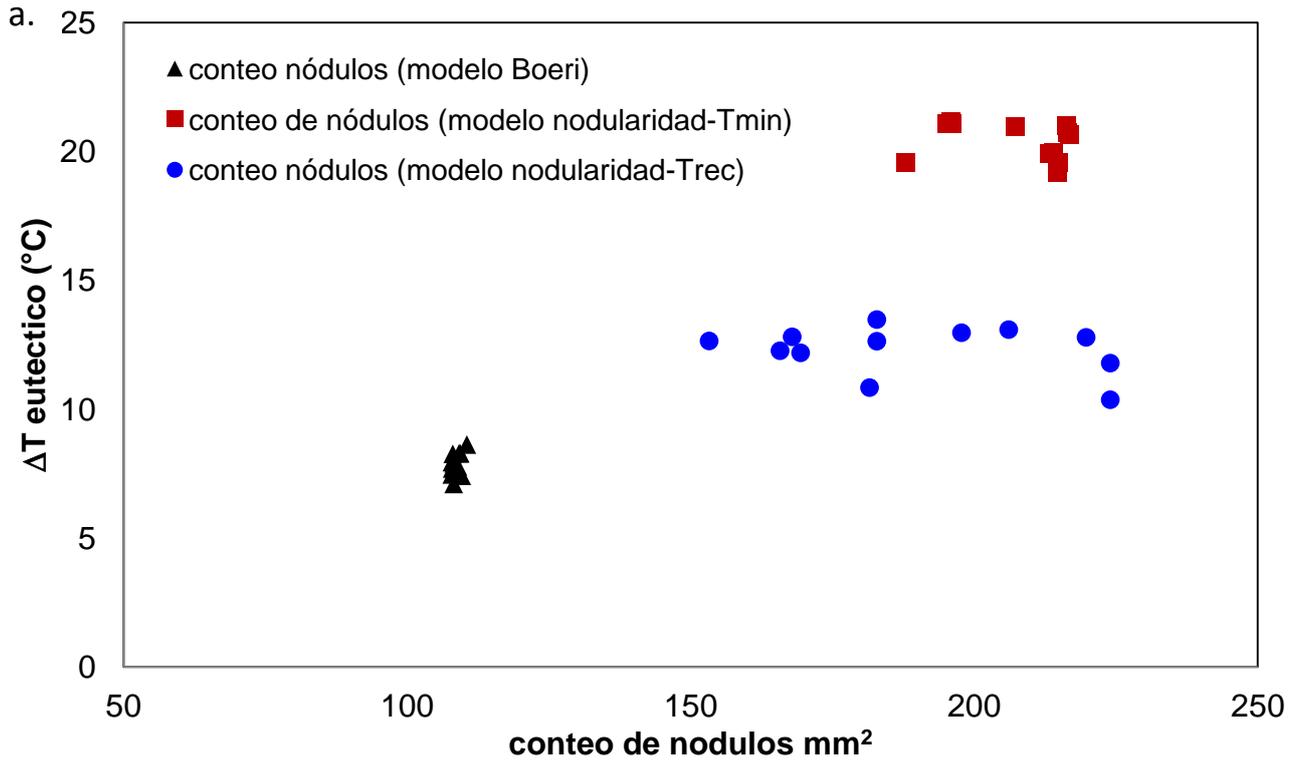


Figura 5-22. Relación entre el sobre-enfriamiento y el conteo de nódulos para a) sobre-enfriamiento eutectico y b) sobre-enfriamiento inicial, para nucleación continua (Tmin) y nucleación instantánea (Trec).

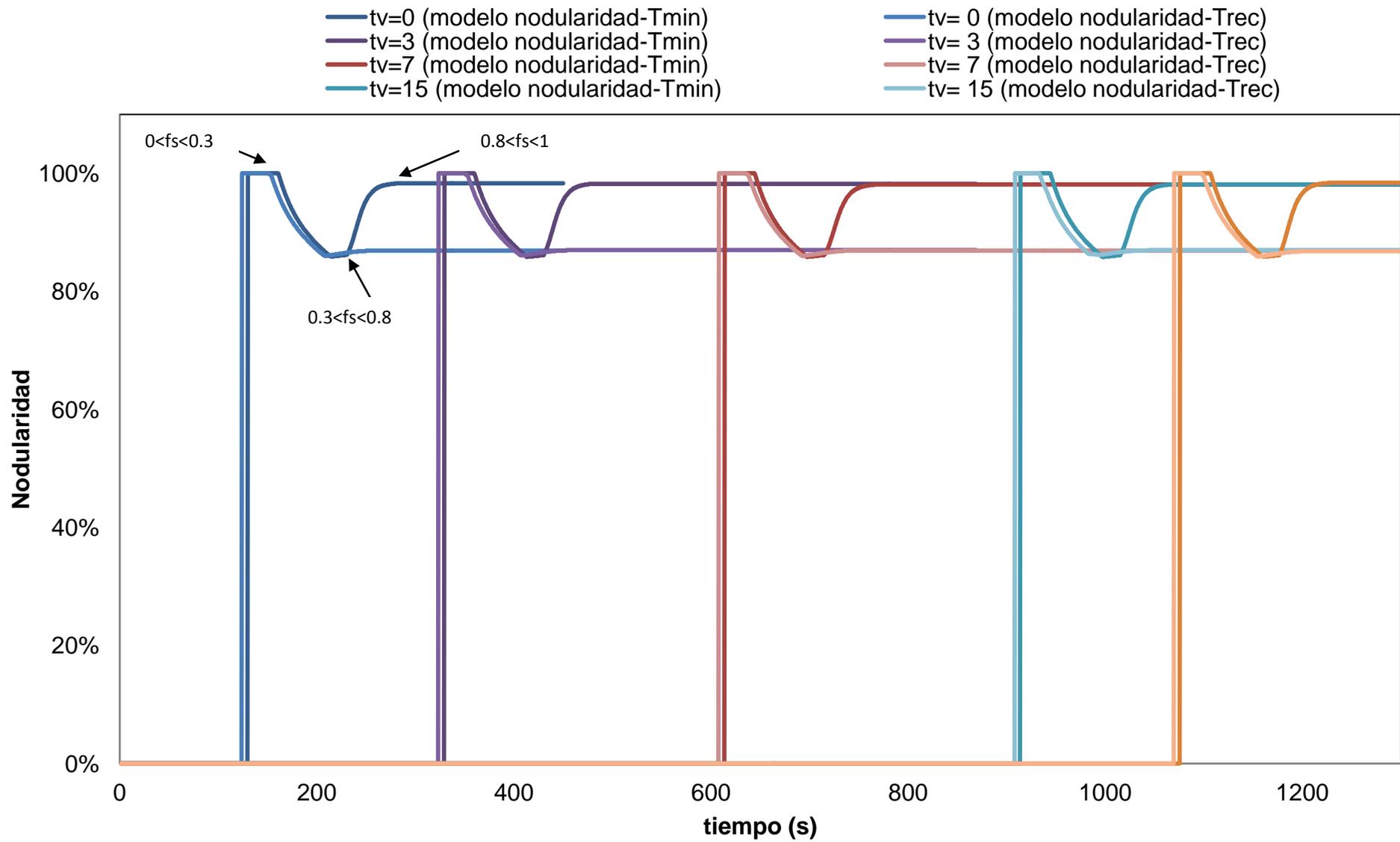


Figura 5-23. Evolución de la nodularidad en el tiempo obtenida mediante el nuevo modelo de nodularidad propuesto con nucleación continua (Tmin) e instantánea (Trec).

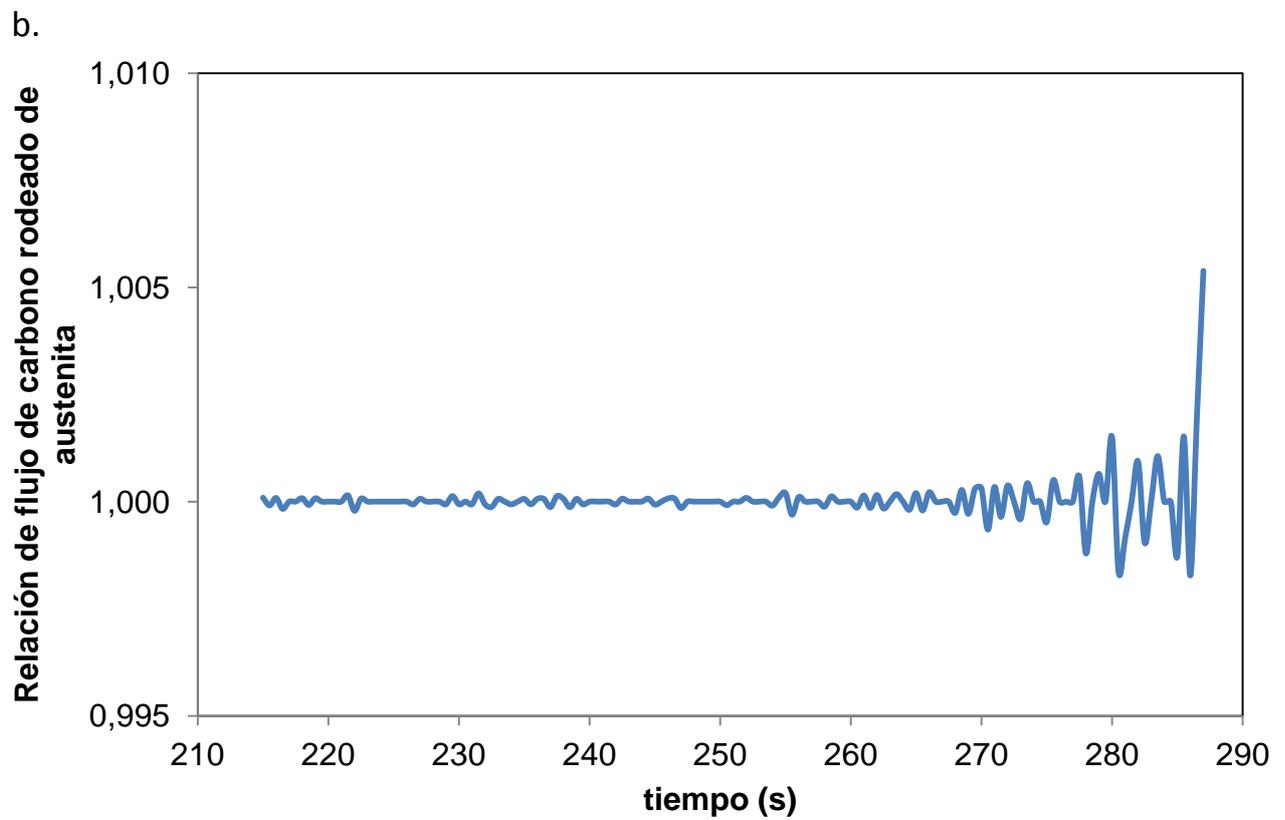
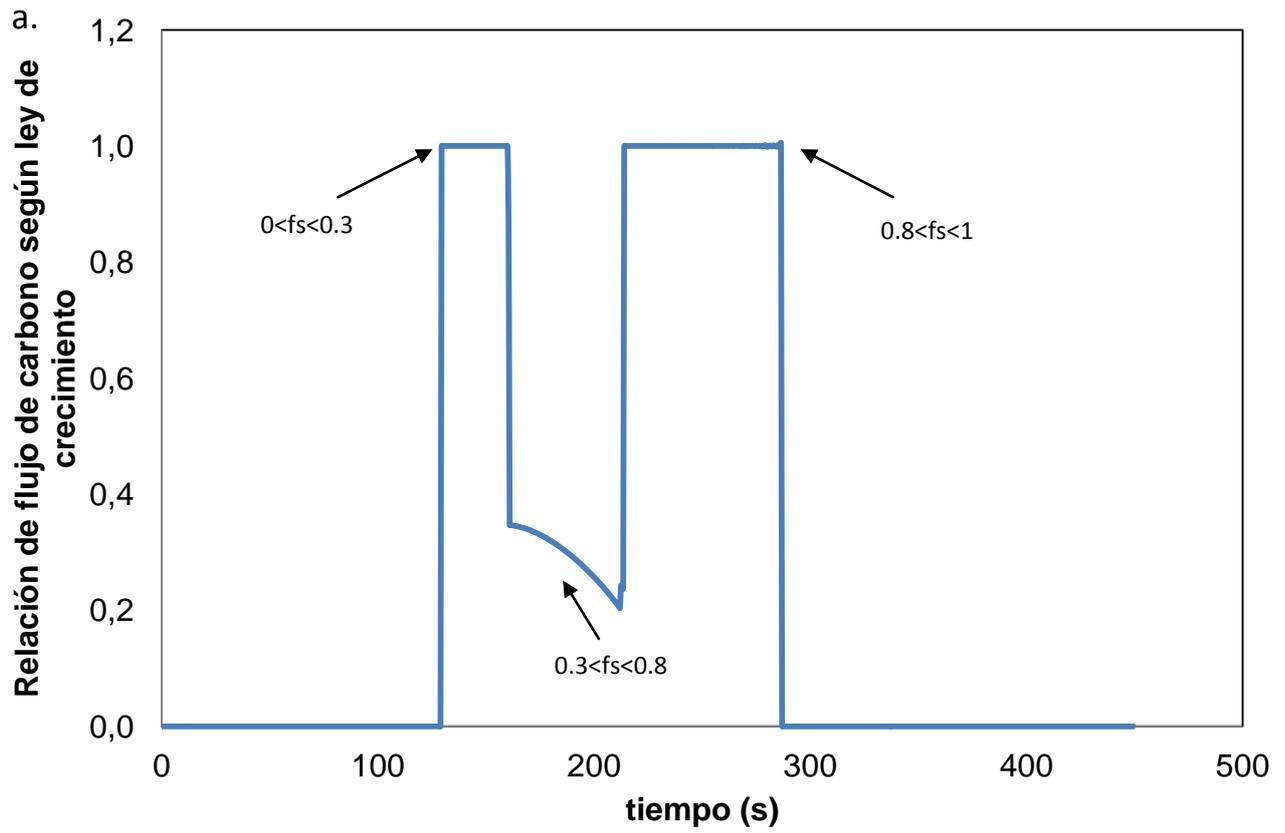


Figura 5-24. Relación del flujo de carbono según la ley de crecimiento: a) proceso de solidificación completo b) crecimiento en austenita.

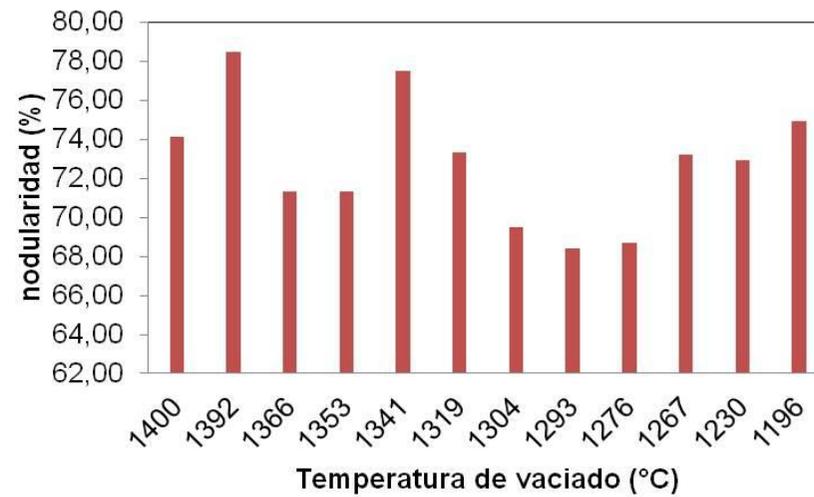
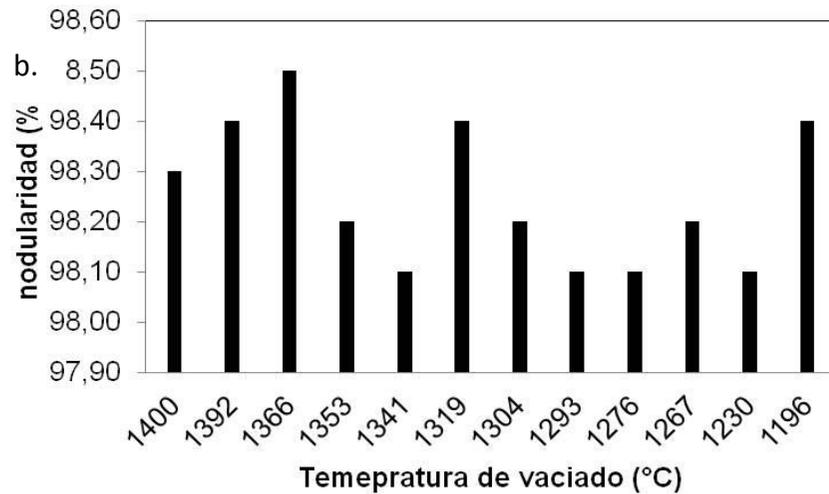
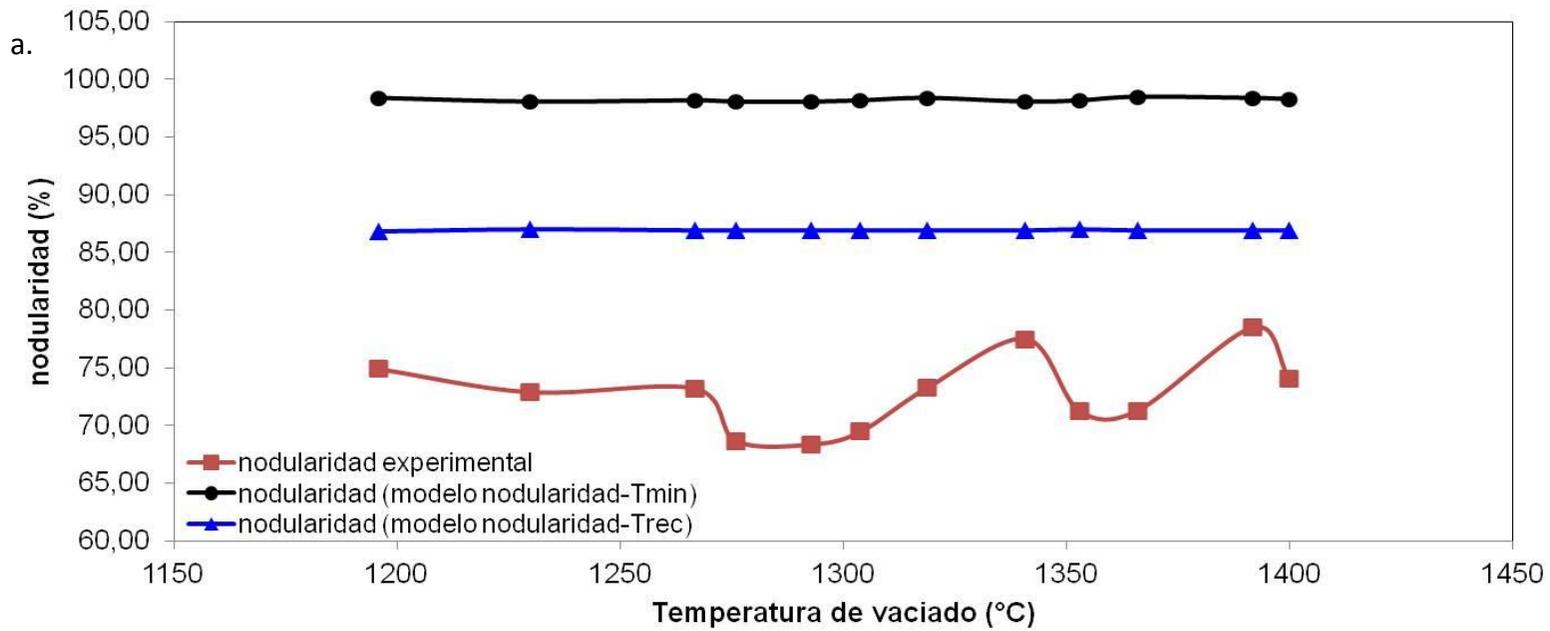


Figura 5-25. Cambio de la nodularidad con la temperatura de vaciado. a) Resultados experimentales y resultados obtenidos con el nuevo modelo microestructural. b) comparación en la tendencia de la nodularidad encontrada con nucleación continua (barras negras) y los resultados experimentales (barras rojas).

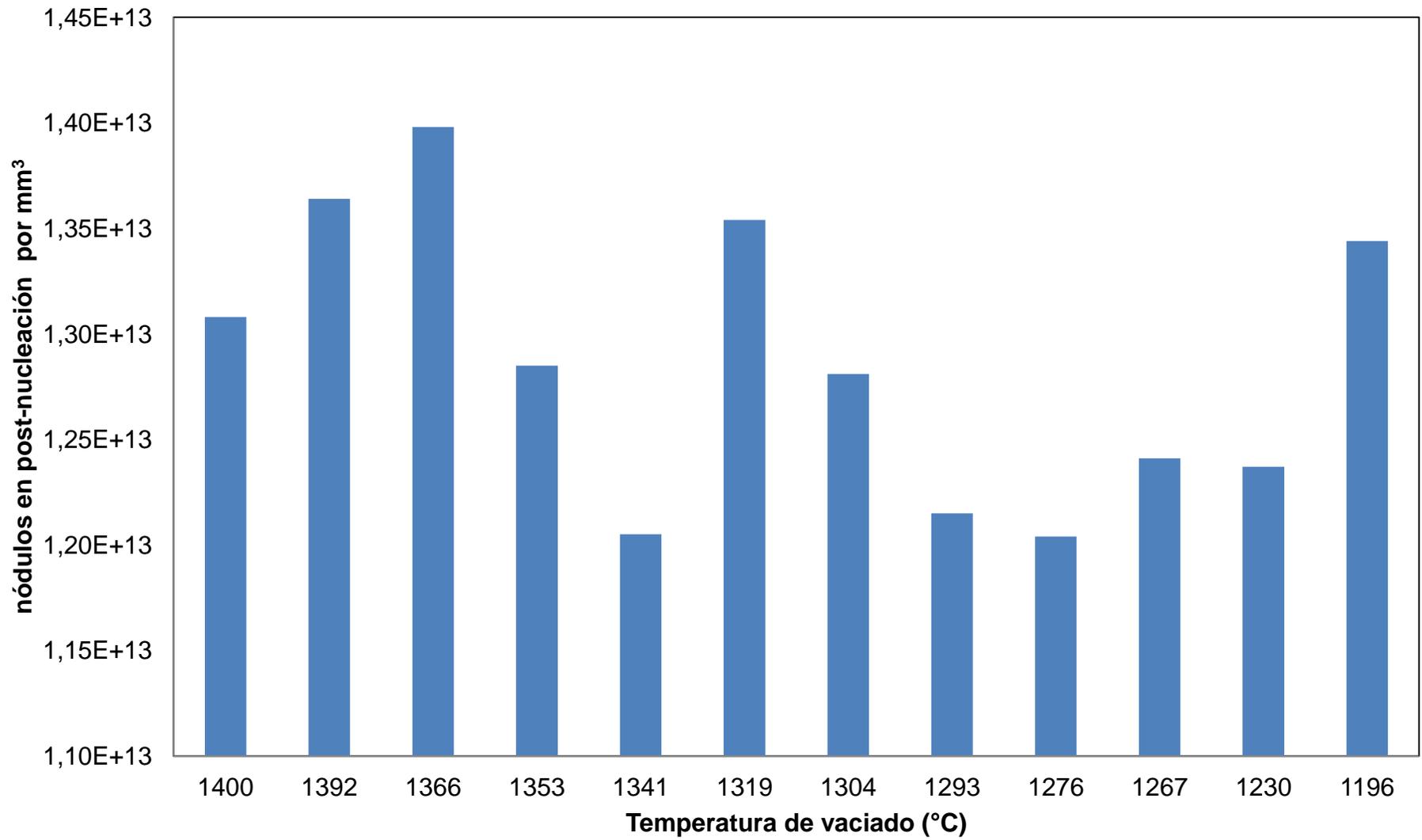


Figura 5-26. Relación entre los nódulos en postnucleación y la temperatura de vaciado para nucleación continua.

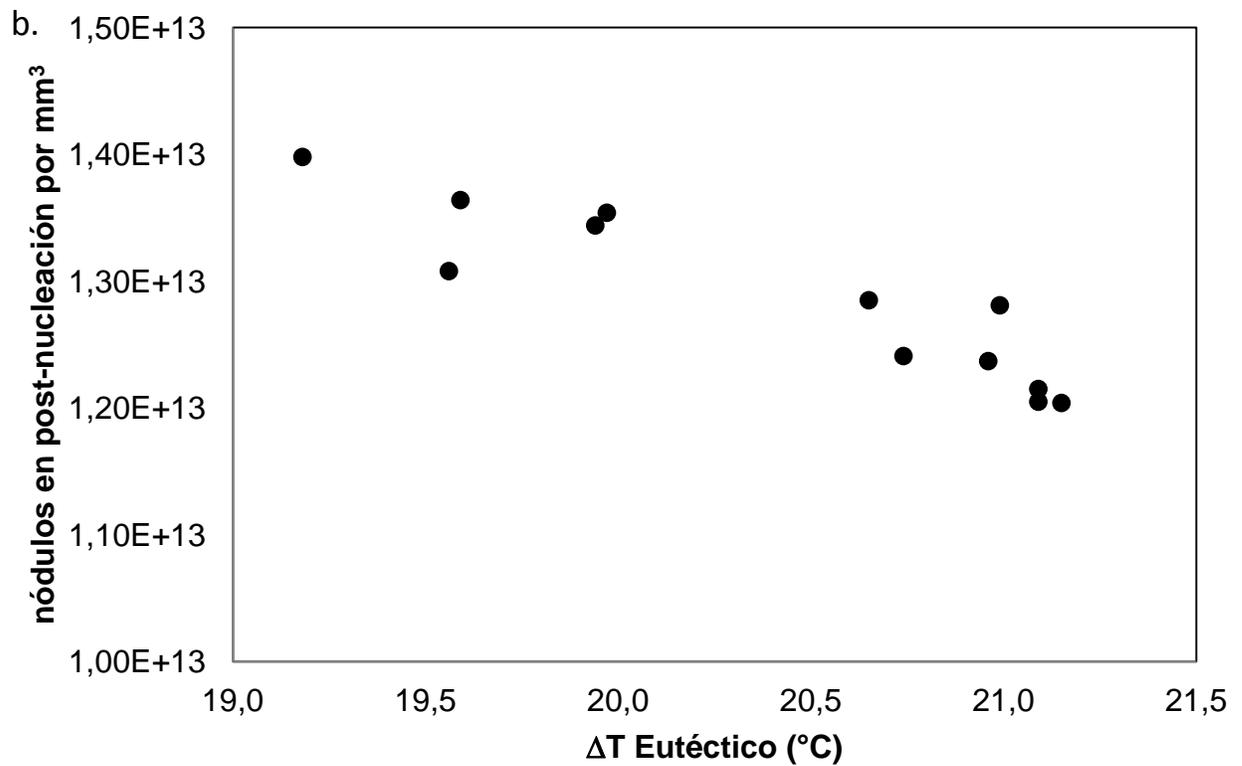
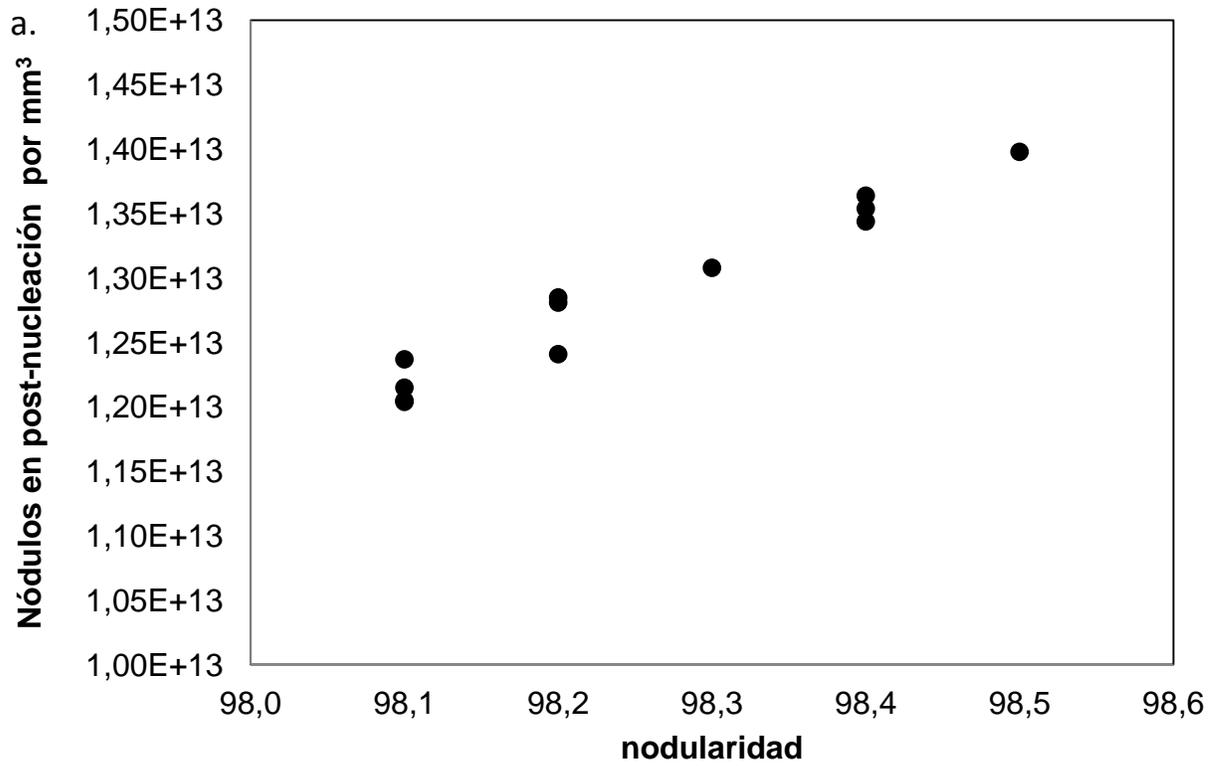


Figura 5-27. Relación de los nódulos en post- nucleación con a) nodularidad y b) el sobre-enfriamiento eutéctico

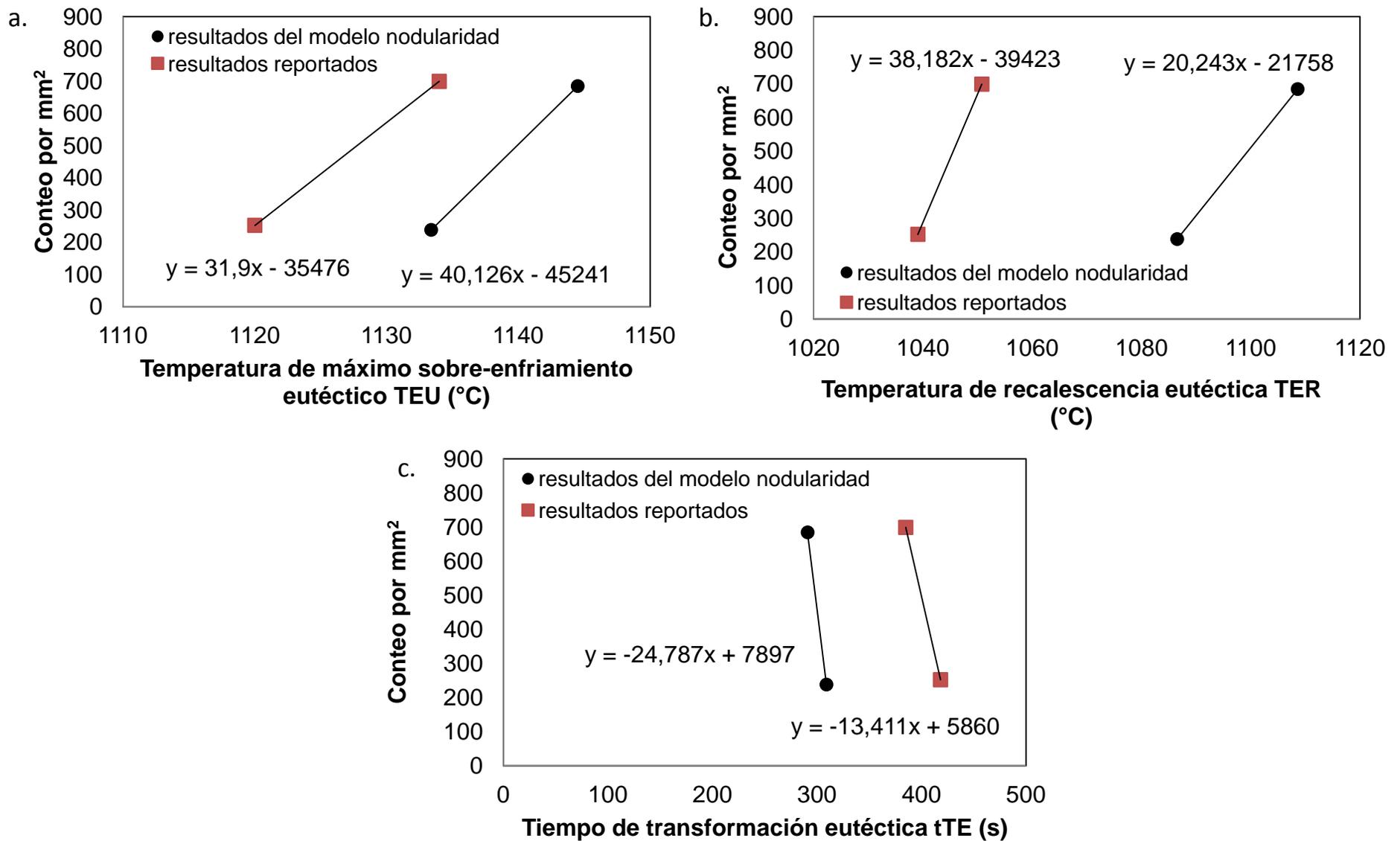


Figura 5-28. Proceso de desvanecimiento del tratamiento de inoculación con el tiempo. Se comparan resultados de conteo de nódulos experimentales (Sheikh, et al., 2005) y resultados con el modelo para la nodularidad con algunos puntos característicos de las curvas de enfriamiento.

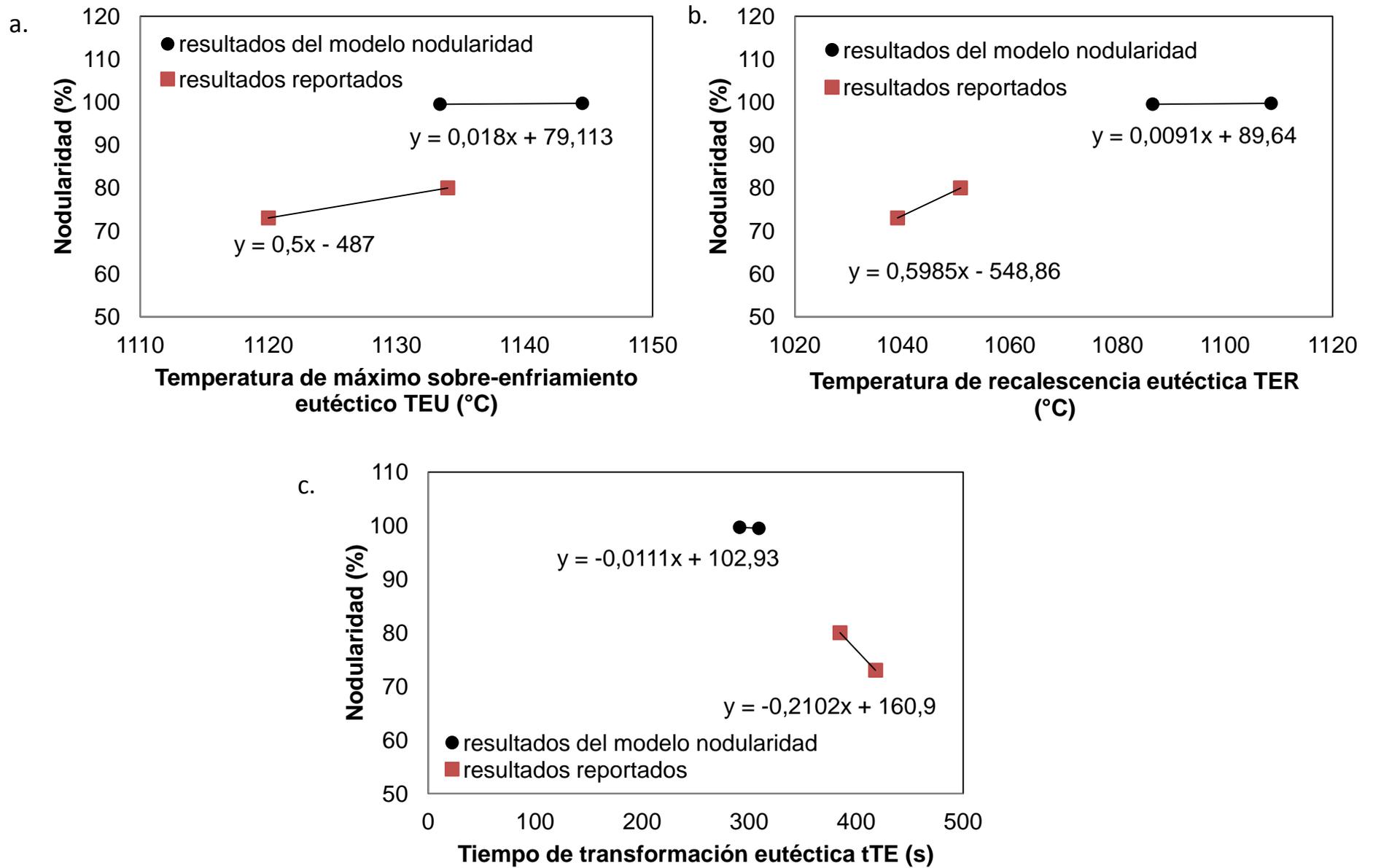


Figura 5-29. Proceso de desvanecimiento del tratamiento de nodulización con el tiempo. Se comparan resultados de nodularidad experimentales (Sheikh, et al., 2005) y resultados con el modelo para la nodularidad con algunos puntos característicos de las curvas de enfriamiento.

6. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

Este capítulo resume las principales conclusiones expuestas en cada capítulo de este trabajo de grado, además se realizan recomendaciones para futuros trabajos.

En el proceso de solidificación de fundiciones de hierro existe una transformación desde el estado líquido hasta el sólido que puede cambiar según la composición química con la que se trabaje. Cuando el material se encuentra líquido, el carbono tiene una solubilidad completa en el hierro pero al perder temperatura esta solubilidad disminuye, lo cual genera que se creen puntos de aglomeración del carbono formando estructuras de grafito. Para obtener un hierro nodular es necesario realizar tratamientos químicos con elementos como el magnesio y el cerio para reforzar el crecimiento esférico al inactivar elementos como el oxígeno y el azufre que propician un crecimiento laminar.

A medida que la temperatura va disminuyendo se inicia el proceso de transformación de fase y se empieza la unión entre los nódulos de grafito y la austenita que solidifica (célula eutéctica). La forma en que esta unión ocurre ha generado dos teorías diferentes de crecimiento: la teoría uninodular y la plurinodular. La diferencia básica es que en la primera teoría consideran la nucleación del grafito con su posterior unión con austenita y en la segunda teoría consideran la nucleación de austenita y grafito por separado antes que se logre la célula eutéctica. Experimentalmente se evaluó la solidificación de un hierro nodular ligeramente hipereutéctico y al realizar enfriamientos rápidos a diferentes temperaturas de vaciado, se logró observar que incluso a altas temperaturas se empiezan a precipitar dendritas de austenita primaria confirmando la teoría plurinodular.

Sin embargo, todos los modelos están basados en condiciones ideales y han sido validados con pruebas de laboratorio, lo cual dificulta su transferencia a un nivel industrial. En este tipo de procesos existen variables como la temperatura de vaciado o el proceso de *fading* que afectan morfológicamente el grafito presente en hierros nodulares.

En el proceso productivo evaluado no se evidenció un desvanecimiento de los tratamientos químicos de inoculación y nodulización, pues se encontraron valores similares de conteo y nodularidad en los primeros y últimos minutos en los que se realizaron vaciados. Aún así, entre los cinco y nueve minutos después del tratamiento de inoculación se obtuvieron variaciones en el comportamiento del conteo y la nodularidad.

Para poder explicar estos comportamientos se realizaron simulaciones macroestructurales que no alcanzaron a evidenciar cambios en la solidificación al variar la temperatura de vaciado, por lo cual se empleó modelación microestructural que permitiera evaluar el cambio de los puntos característicos, como el sobre-enfriamiento eutéctico, con la temperatura de vaciado.

En los resultados obtenidos se encontró poca variación numérica que permitiera explicar por qué ocurren los cambios morfológicos encontrados experimentalmente. No obstante se pudieron descubrir algunas tendencias que ayudan a encontrar posibles modificaciones a los modelos existentes.

Se encontró una relación negativa entre el radio y el conteo de nódulos a nivel experimental, lo cual indica que a menor radio se presenta un mayor conteo de nódulos. Este es un comportamiento que se ha encontrado en casos en los que se presenta una variación de la velocidad de enfriamiento, sin embargo el único cambio realizado para una pieza con el mismo espesor fue la temperatura de vaciado. Este cambio induce experimentalmente una fuente de extracción de calor que no se considera en los modelos presentes y es importante porque potencia la nucleación de nódulos de menor tamaño.

Por otra parte, una de las principales deficiencias de los modelos actuales tanto para la teoría uninodular como para la plurinodular, es que toman al grafito como esfera perfecta en donde resulta grafito 100% nodular, debido a que los modelos utilizados para el crecimiento toman una difusión pareja a través de todo el núcleo inicial de grafito y no tienen en cuenta que la forma final depende de la aureola de austenita que se forme alrededor de ellos (Zhou, 2009).

Durante la etapa experimental de este trabajo se encontró una variación de la nodularidad y para su evaluación se dedujo e implementó un modelo microestructural que permitió la evaluación de la nodularidad al tener en cuenta que el proceso de crecimiento depende de la difusión del carbono y ésta de la fracción sólida presente. De esta manera se planteó un crecimiento de nódulos en tres etapas: i) crecimiento en el líquido ($0 < f_s < 0.3$), crecimiento en la zona pastosa ($0 < f_s < 0.8$) y crecimiento en austenita o fase sólida ($0.8 < f_s < 1$).

El nuevo modelo microestructural fue evaluado teniendo en cuenta dos modelos de nucleación que se diferencian en la forma en que se generan los diferentes puntos de crecimiento del grafito: la nucleación instantánea que propone, como su nombre lo dice, la generación de todos los nódulos en un intervalo de tiempo numérico (Δt) y la nucleación continua, que propone la nucleación de nódulos durante toda la solidificación, viéndose interrumpida por el proceso de recalcificación.

Gracias a las simulaciones con el nuevo modelo microestructural y la nucleación instantánea, se logró demostrar que la variación del conteo de nódulos con la temperatura de vaciado se debe a cambios en el sobre-enfriamiento inicial (diferencia entre la temperatura de nucleación eutéctica y la temperatura de sobre-enfriamiento eutéctico) y no del sobre-enfriamiento eutéctico, como siéndose ha trabajado en los modelos de nucleación hasta la fecha.

Por otra parte, al emplear una nucleación continua, el nuevo modelo microestructural logra predecir la variación experimental encontrada con valores superiores de nodularidad. Sin embargo, al representar la tendencia experimental se logró explicar que a pesar que el grado de redondez de un solo nódulo puede variar dependiendo de la velocidad con la que se de la unión de la célula eutéctica, la nodularidad promedio de una muestra depende de la cantidad de puntos de nucleación generados al predominar una fase sólida. Este comportamiento se debe a que los nódulos que crecen una vez terminada la solidificación están rodeados por completo por austenita, por lo cual tienen un mismo radio de difusión que conlleva a nódulos perfectamente redondos variando la nodularidad promedio. La cantidad de nódulos perfectamente redondos cambia con él sobre-enfriamiento eutéctico,

que a su vez se modifica con la temperatura de vaciado, por lo dependiendo de la cantidad de nuevos nódulos perfectos se aumenta la nodularidad promedio final.

Teniendo en cuenta que con el nuevo modelo de nodularidad se puede predecir la variación de las características morfológicas del grafito según el modelo de nucleación elegido, se recomienda que para futuros trabajos se plantee un nuevo modelo de nucleación en el cual se genere una nucleación pronunciada al principio de la solidificación y con el tiempo ésta disminuya al verse limitada por la fracción sólida existente y no se produzca una interrupción de la generación de puntos de crecimiento por la recalcificación.

Para poder encontrar valores más cercanos a los experimentales en cuanto a la nodularidad, se puede plantear que al ingresar en la fase pastosa, el crecimiento de los nódulos en contacto con austenita sea controlado por la cantidad de austenita que los rodea, es decir, empezar a tener en cuenta diferentes radios de difusión debido a los límites de grano existentes.

El modelo propuesto para la nodularidad tiene la capacidad de predecir el desvanecimiento del tratamiento químico de inoculación al variar las constantes que dependen del proceso en la ecuación 2.11. En cuanto al desvanecimiento del tratamiento químico de nodulización no se evidenció una disminución fuerte en el valor de la nodularidad, lo cual se debe a la falta de una constante en el modelo que permita representar la calidad del proceso que se sigue a nivel industrial.

Para lograr un modelo que tenga en cuenta el proceso de *fading* sin la necesidad de cambiar las constantes que reflejan los tratamientos químicos, es necesario que los valores definidos empiecen a disminuir con cada intervalo de tiempo computacional (Δt) de tal forma que en un tiempo determinado para cada proceso productivo se desencadene de manera marcada el proceso de *fading* y se pueda determinar cuál es el tiempo máximo de sostenimiento de la colada en la cuchara antes que se degenere la estructura del grafito.

BIBLIOGRAFIA

AFS Ductile Iron Handbook. [Book]. - 1993.

ASM ASM Metals Handbook Irons, steel and high performance alloys [Book]. - 1990. - Vol. 1.

ASTM Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens [Report] : Norma E3-O1. - E3-O1.

Bockus S and Zaldarys G Influence of the section size and holding time on the graphite parameters of ductile iron production [Journal] // *Metabk.* - 2009. - Vol. vol 48. - pp. pp 19-22.

Boeri R The Solidification of Ductile Cast Iron [Report] : Tesis Doctoral / University of British Columbia. - 1989.

Castro M [et al.] Microstructures and Solidification Kinetics of Cast Irons: Experimental Study and Theoretical Modelling of Equiaxed Solidification of S. G. And Grey Cast Iron [Conference] // Proceedings of the 4th International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron. - Tokyo : [s.n.], 1989. - pp. 433-440.

Celentano D J [et al.] Computational simulation of microstructure evolution during solidification of ductile cast iron [Journal] // *International Journal of Cast Metals Research.* - 2008. - Vol. Vol 21. - pp. 417-426.

Celentano Diego Un Modelo Termomecánico para Problemas de Solidificación de Metales [Report] : Tesis doctoral / , Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos Canales y Puertos ; Universidad Politécnica de Cataluña. - Barcelona : [s.n.], 1994.

Celentano Diego VULCAN: Coupled Thermomechanical finite element analysis for solidification problems. - [s.l.] : User's and Verification Manuals, 2004.

Chang S, Shangguan D and Stefanescu D M Prediction of Microstructural Evolution in SG Cast Iron from Solidification to Room Temperature [Journal] // *AFS Transactions.* - 1991. - Vol. 99. - pp. 535-541.

Chiarella Arturo Análisis Experimental y Numérico de la Solidificación de las Fundiciones Nodulares [Report] : Trabajo de titulación. / Universidad de Chile. - 2005.

Chiarella Arturo Análisis Experimental y Numérico de la Solidificación de las Fundiciones Nodulares [Informe] : Trabajo de titulación. / Universidad de Chile. - 2005.

Dardati P M [et al.] Analysis of ductile cast iron solidification: numerical simulation and experimental validation [Journal] // *International Journal of Cast Metals Research.* - 2009. - 5 : Vol. Vol 22. - pp. 390-400.

Dardati Patricia M Simulación Micromecánica de la Solidificación de la Fundición Dúctil [Informe] : Tesis Doctoral / Facultad De Ciencias Exactas, Físicas Y Naturales ; Universidad Nacional de Córdoba. - 2005.

Finite Solutions Incorporated SolidCast Training Course Workbook version 8.0.93 [Libro]. - 2010.

Fras E and López H Eutectic cells and nodule count—an index of molten iron quality [Journal] // International Journal of Metalcasting. - 2010. - pp. 35-58.

Fredriksson H and Svensson I Computer Simulation of the Structure Formed During Solidification of Cast Iron [Conference] // 3th International Symposium. - Estocolmo : [s.n.], 1984. - pp. pp 273-284.

Gonzaga R A [et al.] Mechanical properties dependency of the perlite content of ductile irons [Journal] // Journal of achievements in materials and manufacturin engineering. - 2009. - Vol. vol 33. - pp. pp 150-158.

Grong O, Skaland T and Grong G A model for the graphite formation in Ductile Cast Iron: Part II solid state transformation reactions [Journal] // Metallurgical transactions A. - 1993. - Vol. vol 24A. - pp. 2347-2353.

Gundlach Richard B Nodularity, its measurement, and its correlation with the mechanical propertie of ductile iron [Informe] / Stork Climax Research Services. - Michigan : [s.n.], 2006.

Heine R W The Fe-C-Si Solidification Diagram for Cast Irons [Libro]. - [s.l.] : AFS Transactions, 1986.

Heine Richard W Principles of metal casting [Libro]. - [s.l.] : Mc Graw Hill, 1967. - pág. Capitulo 9.

Imasogie B I and Wendt U. Characterization of graphite particule shape in shperoidal graphite iron using a computer-based image analyser [Journal] // Journal of minerals & Materials Characterization & Engineering. - 2004. - Vol. Vol 3. - pp. 1-12.

Kapturkiewicz W [et al.] Computer modelling of ductile iron solidification using FDM and CA methods [Journal] // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. - 2010. - 1 : Vol. vol. 43. - pp. pp 310-323.

Kim A [et al.] Optimization of the process parameters affecting the microstructures and properties of compacted iron [Journal] // Journal of alloys and compounds. - 2009. - Vol. vol 476. - pp. pp 728-732.

Liu B [et al.] Study of Microstructure Simulation of Spheroidal Graphite Cast Iron [Journal] // Int. J. Cast Metals Res. - 1999. - 5 : Vol. 11. - pp. 471-476.

Mesa Grajales Dario Hernan Introducción al estudio de la tecnología y metalurgia de las fundiciones de hierro [Libro]. - [s.l.] : Universidad Tecnológica de Pereira, 2004.

Murcia S. C. Estudio del efecto de las variables de proceso sobre la calidad final en fundiciones de hierro nodular [Informe] : Proyecto de grado / Ingenieria de Producción ; Universidad Eafit. - 2010.

Onsoien M I [et al.] A process model for the microstructure evolution in Ductile Cast Iron: Part 1. the model [Journal] // Metallurgical and materials Transactions,. - 1997. - Vol. vol 30A. - pp. pp 1999-1053.

Perdersen K M and Tiedje N S Temperature measurement during solidification of thin wall ductile cast iron Part 1: theory and experiment [Journal] // Measurement. - 2008. - Vol. vol 41. - pp. pp 551-560.

Rivera G, Boeri R and Sikora J Revealing and characterising solidification structure of ductile cast iron [Journal] // Materials Science and Technology. - 2002. - Vol. Vol 18. - pp. 691-698.

Rivera G, Boeri R and Sikora J Revealing and characterising solidification structure of ductile cast iron [Journal] // Materials Science and Technology. - 2002. - Vol. Vol 18. - pp. 691-698.

Sheikh Abdolhossein A and Ahmadabadi M Nili Fading investigation in ductile cast iron aided by cooling curve analysis [Journal] // International Journal of CastMetals Research.. - 2005. - 5 : Vol. Vol 18. - pp. 295-299.

Skaland T, Grong O and Grong T A model for the graphile formation in Ductile Cast Iron: Part I. Inoculation Mechanisms. [Journal] // Metallurgical Transactions A.. - 1993. - Vol. Vol 24A. - pp. 2321-2345.

Skaland T, Grong O and Grong T A model for the graphile formation in Ductile Cast Iron: Part I. Inoculation Mechanisms. [Journal] // Metallurgical Transactions A.. - 1993. - Vol. Vol 24A. - pp. 2321-2345.

Stefanescu D and Kanetkar Ch Computer Modeling of the Solidification of Eutectic Alloys: the Case of Cast Iron [Book Section] // Computer Simulation of Microstructural / book auth. Srolovitz David. - 1985.

Stefanescu D M [Conferencia] // MRS Symopsium Proceedings. - Wisconsin : Elsevier, 1985. - Vol. vol 34. - págs. pp 233-239.

Stefanescu D M Science and Engineering of Casting Solidification [Libro]. - [s.l.] : Springer, 2009. - Segunda Edición : pág. Capitulo 9.

Su K [et al.] Computer Simulation of Solidification of Nodular Cast Iron [Conference] // Proceedings of the 3th International. - Estocolmo : [s.n.], 1984. - pp. pp 181-189.

USDE US department of energy -- DOe fundamentals handbook thermodynemics, heat transfer and fluid flow [Informe]. - 1992. - vol 2 de 3.

Wenzhen L and Baicheng L Microstructure Simulation and Property Prediction of Spheroidal Graphite Iron Casting [Conference] // 62nd World Foundry Congress. - Philadelphia : [s.n.], 1996.

Wetterfall S, Fredriksson H and Hillert M Solidification Process of Nodular [Journal] // Journal Iron Steel Institute. - 1972. - Vol. vol 210 part I. - pp. pp 323-333.

Zhou Jiyang Colour Metallography of Cast Iron [Publicación periódica] // China Foundry. - 2009. - Vol. Capitulo 3.