

Simulación de un Tratamiento Térmico mediante Elementos Finitos

Maria Giménez¹⁵, Albert Llobet^{15,16}, Maria Dolors Riera^{15,16}, Jose Manuel Prado^{15,16}

Resumen:

En la industria abundan procesos térmicos o termo-mecánicos durante los cuales se producen distorsiones difíciles de predecir y controlar. Las diferentes velocidades de enfriamiento ocasionadas a lo largo de la pieza durante el proceso producen una distribución de fases con volumen específico y propiedades mecánicas diferentes, que generan tensiones internas y dichas distorsiones. Incorporar la evolución microestructural a la simulación permitiría definir procesos industriales optimizados.

El objetivo principal de este trabajo ha sido incorporar a la simulación las transformaciones de fase y las distorsiones que estas producen. Como aplicación concreta se ha simulado el tratamiento térmico de un componente real.

Se ha implementado el modelo de JMAK para determinar la evolución de las transformaciones de fase gobernadas por la difusión y el modelo de Koistinen-Marburger para la transformación martensítica. Para obtener el tiempo de incubación de las transformaciones no isotérmicas y el crecimiento de las propias fases se ha utilizado la Regla de Adición. Los coeficientes de expansión térmica de cada una de las fases han sido obtenidos de la bibliografía. Estos modelos se han incorporado mediante subrutinas de usuario.

Los resultados obtenidos hacen concluir que los modelos no siempre describen fielmente las transformaciones de fase. La ferrita y la perlita quedan bastante bien modelizadas, sin embargo, para la bainita, tanto el tiempo de incubación como la fracción transformada no quedan bien descritos.

Palabras clave: Tratamiento térmico, Simulación numérica, Transformaciones de Fase, Distorsiones.

1. INTRODUCCIÓN:

Los tratamientos térmicos son procesos muy importantes a nivel industrial ya que permiten dar unas propiedades a los componentes imposibles de conseguir mediante otros procesos. Las propiedades finales de la pieza sometidas a estos tratamientos dependen de la composición del acero, su estado mecánico y de la historia térmica en cada punto de la pieza. El diseño y optimización de estos procesos requiere pruebas y ensayos cuyo coste se puede reducir de forma significativa si parte de ellos se realizan de forma virtual. Por ejemplo, mediante la simulación por elementos finitos. Una simulación de este tipo requiere acoplar en un mismo cálculo los campos térmico, mecánico y microestructural. Se debe disponer de modelos matemáticos que reproduzcan la realidad con exactitud y, además, de los parámetros correspondientes al material en estudio.

En el presente trabajo, se ha realizado la implementación de los modelos de las transformaciones de fase en el software de simulación por elementos finitos ABAQUS mediante la subrutina de usuario UEXPAN. Esta subrutina permite incorporar la evolución de cada una de las fases del acero y al mismo tiempo tener en cuenta los coeficientes de dilatación térmica asociados a cada una. De esta forma se pueden evaluar las distorsiones y las tensiones residuales que se introducen en las piezas sometidas a un tratamiento térmico.

2. MODELOS PARA LA SIMULACIÓN DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS:

La descomposición de la austenita en las diferentes fases no se inicia inmediatamente al bajar la temperatura por debajo de su zona de estabilidad, es necesario un tiempo para que empiecen a formarse los núcleos de la nueva fase y empiecen a crecer; este periodo es la llamada etapa de incubación. En el momento en que éstos núcleos se han formado y han crecido lo suficiente para ser observados, que por convenio se ha tomado como el momento en que el volumen de la nueva fase alcanza el valor del 1%, termina la etapa de incubación y empieza la transformación, la llamada etapa de crecimiento. El tiempo transcurrido en la etapa de incubación viene descrito por las curvas TTT en los procesos isotérmicos, y por las curvas CCT en los no isotérmicos.

En aceros hipoeutectoides, la austenita puede transformar mediante difusión en ferrita, perlita y bainita, y por transformación no difusiva en martensita.

¹⁵ Fundació CTM Centre Tecnològic

¹⁶ Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universidad Politécnica de Cataluña
maria.gimenez@ctm.com.es, albert.llobet@ctm.com.es, md.riera@ctm.com.es, jm.prado@ctm.com.es.

Para las transformaciones difusivas se ha utilizado el modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) [1] [2] [3] [4], y para la transformación martensítica se ha aplicado el modelo de Koistinen-Marburger [5]. Para utilizar el modelo de JMAK en las transformaciones no isotérmicas se ha aplicado la Regla de Adición [6].

2.1 Transformaciones difusivas. Ecuación JMAK.

La ecuación JMAK, aplicable a las transformaciones difusivas isotermas, describe la evolución del volumen de fase transformada ($V\{t\}$) en función del tiempo mediante una función sigmoïdal (1):

$$V\{t\} = 1 - e^{-b(T)t^{n(T)}} \quad (1)$$

Donde $b(T)$ y $n(T)$ son parámetros que deben determinarse empíricamente a través de la curva TTT del material.

Como puede verse en la Fig. 7 el crecimiento de la fracción volumétrica transformada es función del tiempo, y para cada temperatura existe una curva diferente.

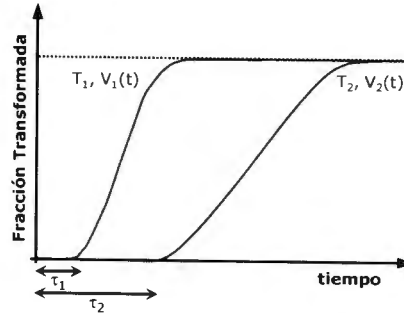


Fig. 7: Representación de la ecuación JMAK ($V(t)$) en función del tiempo para dos temperaturas diferentes (T_1 y T_2). También se marcan los tiempos de incubación para las dos temperaturas (τ_1 y τ_2).

Determinación de los parámetros de la ecuación JMAK

La curva TTT de un acero (Fig. 8) muestra precisamente el tiempo de inicio (tiempo de incubación, tiempo para el cual la transformación ha alcanzado el 1%) y de fin de la transformación (momento en que la transformación ha alcanzado el 99%) en los procesos isotérmicos. Conocida la TTT del material y operando con la misma ecuación JMAK se obtienen los parámetros $b(T)$ y $n(T)$ para cada temperatura; (2).

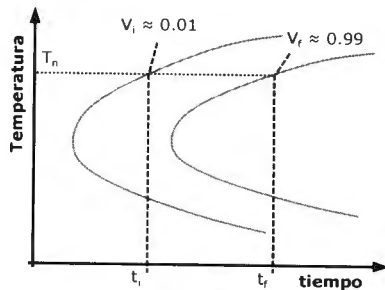


Fig. 8: Curva TTT de un acero. Se indican los tiempos t_i (tiempo de incubación) y t_r (tiempo del fin de la transformación) a una cierta temperatura T_n .

$$b = -\frac{\ln(1 - V_i)}{(t_i)^n} \quad (2)$$

$$n = \frac{\ln \left[\frac{\ln(1 - V_i)}{\ln(1 - V_r)} \right]}{\ln \left(\frac{t_i}{t_r} \right)}$$

2.2 Transformación Martensítica

En el caso de la transformación martensítica, se ha utilizado el modelo de Koistinen-Marburger(3). En este modelo el volumen de austenita transformado a martensita depende únicamente del grado de subenfriamiento a partir de la temperatura de inicio de la transformación martensítica (M_s),

$$V_m = 1 - e^{-0.011 \cdot (M_s - T)} \quad (3)$$

2.3 Regla de Adición: Procesos no isotérmicos

En el caso de las transformaciones difusivas no isotérmicas se ha aplicado la Regla de Adición (o ley de Scheil). Esta consiste en una discretización de los procesos convirtiendo los no isotérmicos en múltiples procesos isotérmicos infinitesimales.

De igual forma que para el proceso real, el cálculo de las transformaciones de fase también viene dividido en dos etapas: etapa de nucleación y etapa de crecimiento. Durante la etapa de nucleación se calcula el tiempo de incubación de cada una de las fases y en la etapa de crecimiento, el volumen transformado.

La etapa de nucleación se rige por la ecuación (4); Regla de Adición para la nucleación. Si el periodo de incubación de una fase a temperatura T_i durante un proceso isotérmico es τ_i^{TTT} , una muestra mantenida a esa temperatura durante un tiempo de t_i segundos ($t_i < \tau_i^{TTT}$), completará una fracción del tiempo de incubación igual a t_i/τ_i^{TTT} . En el momento en que la suma de todas esas fracciones sea igual a la unidad, la fase empezará a crecer, y se habrá cumplido el tiempo de incubación de la transformación no isotérmica (τ_i^{CCT}). Por ejemplo, en el caso que se trata, se iniciará la descomposición de la austenita.

A partir de la TTT del material se obtendrán los valores de las τ_i^{TTT} para las temperaturas de cada uno de los i incrementos (Fig. 9 izquierda).

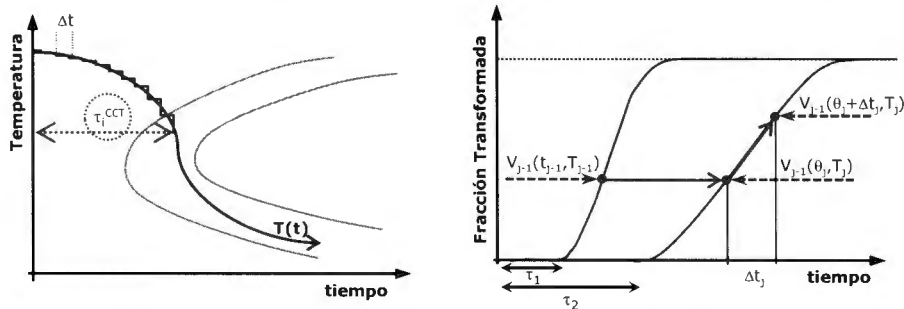


Fig. 9: Aplicación de la Regla de Adición. Izquierda: Tiempo de incubación de la transformación no isotérmica (τ_i^{CCT}). Derecha: Crecimiento de las fases.

$$\int_0^{\tau^{CCT}} \frac{dt}{\tau^{TTT}} = 1 \quad \text{o} \quad \sum_{i=1}^n \frac{\Delta t}{\tau_i^{TTT}} = 1 \quad (4)$$

Aplicando la Regla de Adición al tiempo de incubación se obtiene un diagrama CCT (Continuous-Cooling-Transformation) teórico a partir de la TTT (Temperatura-Tiempo-Transformación) empírica.

Durante la etapa de crecimiento la Regla de Adición se aplica de forma diferente. La transformación no isotérmica se describe como la suma de una serie de transformaciones isotérmicas y a cada transformación isotérmica le corresponde una curva JMAK. La fracción transformada para cada incremento de tiempo se calcula con la ecuación JMAK correspondiente a la temperatura en ese incremento de tiempo.

En la Fig. 9 derecha se muestra el funcionamiento de la Regla de Adición durante la etapa de crecimiento. Al inicio de cada incremento, j , se tiene una cierta fracción de volumen V_{j-1} igual a la correspondiente al final del incremento anterior, $j-1$. Asimismo, durante este incremento, la temperatura (T_j) es constante y le corresponde una curva de crecimiento isoterma de la fase $V_j(t, T_j)$. Se introduce entonces un tiempo virtual, $\theta_j(5)$, que corresponde al instante para el que, durante un proceso isoterma a temperatura T_j se tendría la fracción de volumen V_{j-1} , correspondiente al final del incremento anterior con temperatura T_{j-1} . Es decir, $V_j(\theta_j, T_j) = V_{j-1}$. Se calcula a continuación la fracción de volumen, V_j , correspondiente al instante $\theta_j + \Delta t_j$ según la ecuación $V_j(t, T_j)$. A saber, $V_j = V_j(\theta_j + \Delta t_j, T_j)$, ecuación (6); donde Δt_j es la duración del incremento j . Se partirá entonces de esta V_j para calcular el crecimiento en el siguiente incremento a T_{j+1} y así sucesivamente hasta el final del proceso.

$$\theta_j = \left[\frac{\ln(1 - V_{j-1}^{1/n})}{b} \right]^{1/n} \quad (5)$$

$$V_{i+1}^j = 1 - e^{-b(\theta_{j+1} + \Delta t_j)^n} \quad (6)$$

El volumen de fracción transformada está normalizado a 1 de forma que la suma del volumen de todas las fases siempre dará 1 (7).

$$V_{austenita} + V_{ferrita} + V_{perlita} + V_{bainita} + V_{martensita} = 1 \quad (7)$$

2.4 Volumen real de ferrita

Los modelos presentados describen la evolución de la transformación. Sin embargo en el acero, existe un volumen máximo de austenita susceptible de ser transformado en ferrita proeutectoide y este valor viene dado por el diagrama de fases. Mediante el uso de una base de datos termodinámica se puede calcular el máximo de ferrita proeutectoide correspondiente a la aleación concreta con la que se esté trabajando.

Sin embargo, para este proyecto se ha tomado la simplificación de utilizar el diagrama binario Fe-C para el cálculo de la máxima fracción de austenita disponible para la transformación ferrítica y se ha calculado tal y como se indica en la Fig. 10.

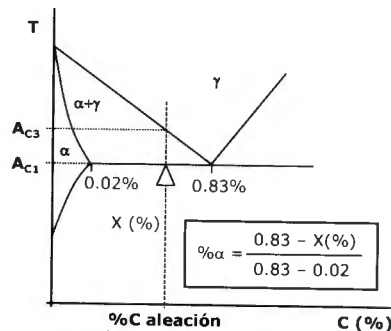


Fig. 10: Diagrama esquemático para el cálculo de la máxima fracción disponible para la transformación ferrítica.

Sabiendo la composición en carbono del acero (X%) y aplicando la Regla de la Palanca se obtendrá el volumen máximo de austenita disponible para la transformación ferrítica (ferrita proeutectoide, % α). Para el caso de las mezclas eutécticas, perlita y bainita, el volumen disponible es la fracción de volumen de austenita aún no transformada.

2.5 Distorsión debida a la distribución de fases

Cada una de las fases producto de la descomposición de la austenita tiene propiedades diferentes. En este trabajo se han tenido en cuenta los coeficientes de expansión térmica de cada una de las fases y de esta forma se han podido simular las distorsiones y tensiones residuales que aparecen al enfriar una pieza y obtener una distribución de fases no homogénea.

A partir de los coeficientes de expansión térmica de cada fase y de la proporción de cada una de ellas se puede asignar a cada punto de la pieza, y en cada instante, un coeficiente de expansión diferente. Con esta información se pueden calcular estas distorsiones.

Los valores de los coeficientes utilizados en este estudio han sido extraídos de la bibliografía^{[7][8]}:

$$\beta_{Austenita} = 0.00002065 [K^{-1}]$$

$$\beta_{Ferrita} = 0.00001244 [K^{-1}]$$

$$\beta_{FeC_3} = 6 \cdot 10^{-6} + 3 \cdot 10^{-9}(T - 273.15) + 1 \cdot 10^{-11}(T - 273.15)^2 [K^{-1}]$$

$$\beta_{Martensita} = 0.000014121 [K^{-1}]$$

$$\beta_{Eutético} = C_1 \cdot \beta_{Ferrita} + C_2 \cdot \beta_{FeC_3} [K^{-1}]$$

Para el cálculo del coeficiente de expansión térmica de la mezcla eutéctica se utiliza la ley de mezclas donde la fracción de ferrita y cementita, C_1 y C_2 , vienen dados por la composición del material y se calculan aplicando la regla de la palanca en el diagrama binario.

La subrutina UEXPAN de ABAQUS permite definir el incremento de deformación térmico: $\Delta \epsilon^{th}$. Para el cálculo de la deformación total de la pieza, se ha aplicado la ley de mezclas calculando la contribución a la deformación total de cada una de las fases presentes:

$$\Delta \epsilon^{th} = (\Delta \epsilon_A^{th} \cdot V_A) + (\Delta \epsilon_F^{th} \cdot V_F) + (\Delta \epsilon_E^{th} \cdot V_E) + (\Delta \epsilon_M^{th} \cdot V_M) \quad (8)$$

El incremento de deformación correspondiente a cada una de las fases se calcula utilizando el coeficiente de expansión térmica correspondiente y el incremento de temperatura^{[9][10]}.

3. IMPLEMENTACIÓN DE LOS MODELOS ABAQUS:

El software de simulación por elementos finitos ABAQUS permite la introducción de nuevos modelos mediante subrutinas de usuario. De entre las posibilidades que ABAQUS proporciona, en este trabajo se ha utilizado la subrutina UEXPAN. Esta subrutina está pensada para definir los incrementos de deformación térmica en función de la temperatura y/u otras variables que pueden ser definidas por el usuario y son las llamadas variables de estado.

En este trabajo se han implementado los modelos de crecimiento de fases explicados en la sección 2 y en base a la distribución de fases obtenida y sabiendo el coeficiente de expansión térmica de cada una de las fases, se ha definido la deformación térmica.

El cálculo por elementos finitos está basado en la resolución de sistemas de ecuaciones diferenciales que describen la evolución de un sistema mediante la discretización del tiempo en incrementos suficientemente pequeños y del espacio en elementos. Cada elemento define uno o más puntos de integración donde, para cada incremento, se calcula la solución de las citadas ecuaciones. Durante cada incremento, se realizan varias iteraciones hasta que el algoritmo numérico converge (Fig. 11) dando una solución suficientemente exacta de las ecuaciones diferenciales. En cada una de estas iteraciones, ABAQUS llama a la subrutina UEXPAN.

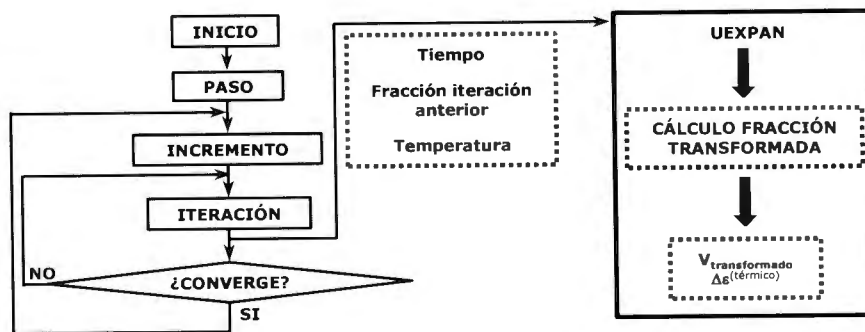


Fig. 11: Implementación de la subrutina UEXPAN dentro del cálculo de ABAQUS.

En la subrutina UEXPAN se introducen al inicio de cada iteración los valores de temperatura, tiempo, duración del incremento y volúmenes transformados de cada fase correspondientes al incremento anterior y se calculan y se guardan los valores de los volúmenes de fase transformados y del incremento de deformación térmica al finalizar la iteración. A partir de la fracción de volumen transformada de cada fase, aplicando la ley de mezclas, se calcula la deformación térmica en cada punto de integración y se envía este resultado al programa para resolver el campo de desplazamientos. Este calculará si la iteración ha convergido o no y seguirá con el cálculo.

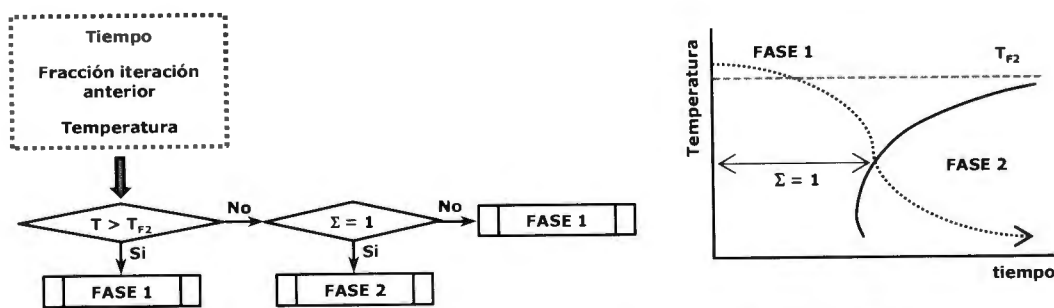


Fig. 12: Diagrama de flujo del funcionamiento de la subrutina para el cálculo de las fracciones transformadas.

La subrutina para el cálculo de la fracción transformada en cada incremento y en cada punto de integración queda reflejada en el diagrama de flujo de la Fig. 12. El diagrama de flujo está simplificado para un caso en que el material se encuentra en la zona de estabilidad de la fase 1 (que podría ser la austenita), y esta puede transformarse a fase 2 (que podría ser la ferrita). El primer paso es evaluar la temperatura a la que se encuentra. Si esta es superior a la temperatura a la que puede transformarse la fase 2 ($T > T_{F2}$), directamente la transformación no puede darse y seguiría dentro de la región de estabilidad de la fase 1. Si la temperatura es menor a T_{F2} , se evalúa si ha transcurrido el tiempo de incubación mediante la Regla de Adición. Si el sumatorio de la ley de Scheil es menor que 1, el tiempo es menor al tiempo de incubación y no ha empezado aún la transformación, por lo que se encuentra dentro de la región de metaestabilidad de la fase 1. Si se cumple que se ha superado el tiempo de incubación el algoritmo calcula el crecimiento de la fase 2 durante el incremento de tiempo correspondiente.

Para el caso en que exista más de un producto de la descomposición de la fase 1, como en el caso del acero, donde la austenita puede transformarse en ferrita, perlita, bainita y martensita, el algoritmo es similar, y el diagrama de flujo correspondiente queda representado en la Fig. 13. T_F , T_P , T_B , T_M son las temperaturas de estabilización de la fase ferrita, perlita, bainita y martensita respectivamente. Como se observa en la figura, el algoritmo tiene en cuenta que en cada momento del proceso, no puede darse más de una transformación simultáneamente, y en cada incremento, solamente se ejecuta una función, la de la fase que corresponda según la temperatura y el tiempo a la que se encuentre.

Para poder guardar los valores de los volúmenes de fase transformados y disponer de ellos en el siguiente incremento se utilizan las variables de estado.

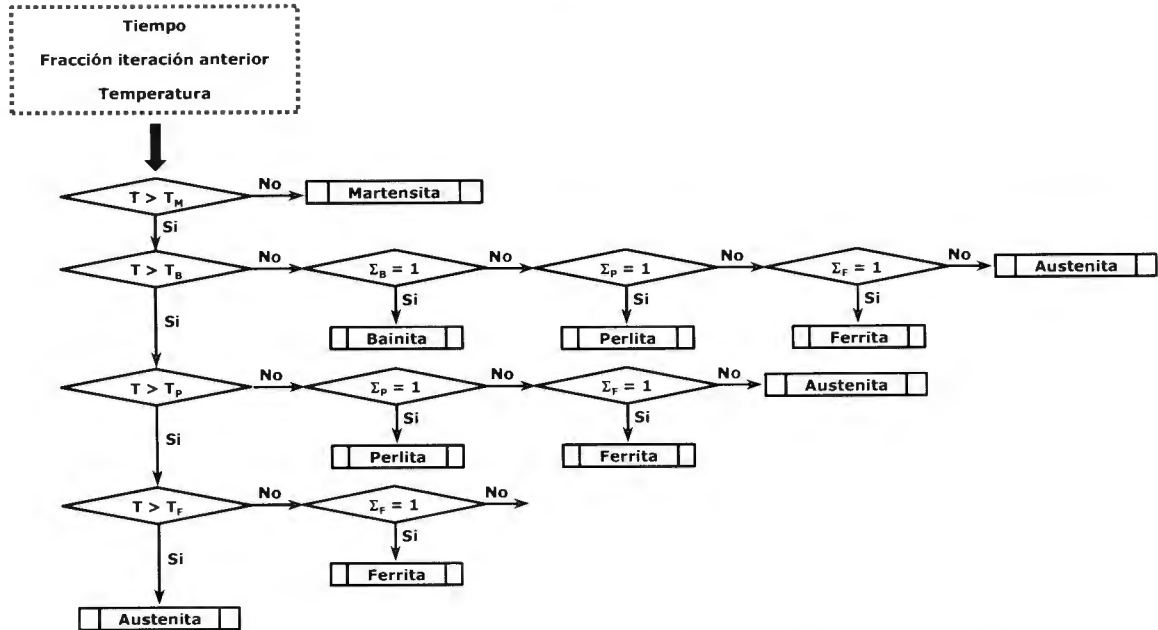
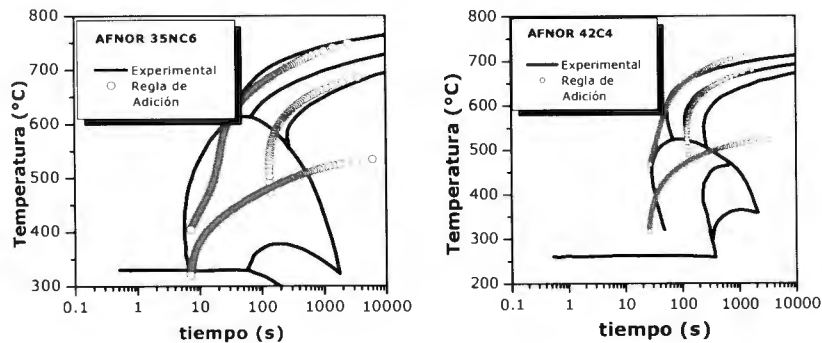


Fig. 13: Diagrama de flujo del programa para el cálculo de la fracción transformada en un acero. T_F , T_P , T_B , T_M son las temperaturas de estabilización de la ferrita, perlita, bainita y martensita respectivamente.

4. PROPIEDADES DEL MATERIAL:

Tal como se ha mencionado en la sección 2.3, a partir de la curva TTT de un material se pueden obtener todos los parámetros necesarios para aplicar el modelo JMAK, incluido el tiempo de incubación (la CCT del material). Sin embargo, para los cálculos de este trabajo se ha buscado un material del que se disponga tanto de la TTT como de la CCT^[11]. De esta forma se puede evaluar la validez de la Regla de Adición a la hora de obtener la CCT comparándola con los valores experimentales.



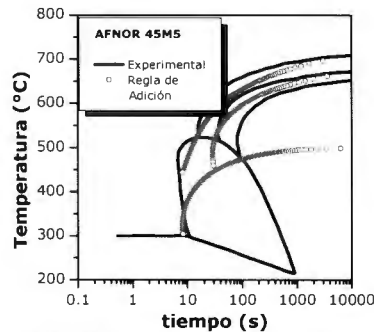


Fig. 14: Resultados de la CCT obtenida mediante la Regla de Adición comparados con los obtenidos experimentalmente para tres aceros diferentes: AFNOR 35NC6, AISI 5140 y AFNOR 45M5.

En la Fig. 14 se muestra esta comparativa para tres materiales diferentes de cuyas curvas TTT y CCT se dispone. Se observa que el tiempo de incubación calculado mediante la Regla de Adición de la bainita no se ajusta a los valores obtenidos experimentalmente en ninguno de los tres casos. En los aceros AFNOR 35NC6 y 45M5, los valores calculados del tiempo de incubación de la ferrita y la perlita, aunque no difieren tanto de los experimentales como en el caso de la bainita, tampoco se ajustan mucho, sobre todo para la perlita. Es en el caso del AFNOR 42C4 donde estos valores se ajustan bastante bien. Para el caso de la ferrita y la perlita son prácticamente iguales y para el caso de la bainita, es para el que menos difieren, por lo que será el acero que se utilice para realizar las simulaciones.

Las propiedades del material necesarias para realizar la simulación de un tratamiento térmico han sido extraídas de la base de datos de materiales MatWeb^[12] ($E = 205 \text{ GPa}$, $\nu = 0.29$, $\rho = 7850 \text{ kg/m}^3$, $c = 473 \text{ J/kg}\cdot^\circ\text{C}$, el valor para la conductividad térmica y la composición del material aparece en la Tabla 4.

									T(°C)	Conductividad térmica (W/m·K)
									100	44.6
									200	43.4
									400	37.7
									600	31.3

C%	Mn%	Si%	S%	P%	Ni%	Cr%	Mo%	Cu%
0.44	0.80	0.31	0.013	0.030	0.46	0.96	0.05	0.18

Tabla 4: Conductividad térmica y composición de acero AISI 5140.

5. VALIDACIÓN Y SIMULACIÓN:

5.1 Validación de la implementación

Antes de empezar con la simulación del tratamiento térmico, se ha verificado la implementación de los modelos en ABAQUS y su correcto funcionamiento mediante la simulación de una transformación isotérmica y una no isotérmica con un modelo sencillo de un solo elemento.

Se ha utilizado el cálculo isotérmico para validar la Regla de Adición y la implementación del modelo JMAK ya que el cálculo proporciona tanto el tiempo de incubación como el crecimiento de las fases por incrementos. Simplemente se tiene en cuenta que para este caso todos los incrementos se dan a la misma temperatura. Este tipo de cálculo se ha realizado a temperaturas diferentes y ha dado siempre un buen resultado.

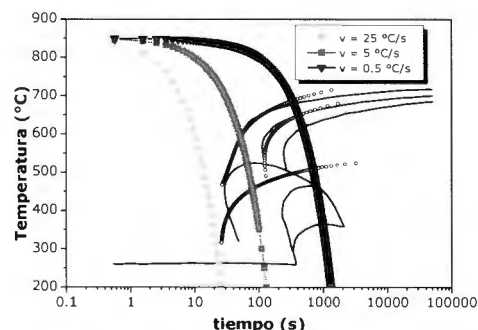


Fig. 15: Curvas de enfriamiento sobre la CCT del material.

También se ha validado la implementación en casos no isotérmicos para varias velocidades de enfriamiento (Fig. 15). Se observa que el funcionamiento del programa también es correcto. El cálculo converge y están presentes las fases previstas para cada una de las velocidades de enfriamiento según la CCT experimental del material (Tabla 5). En este cálculo empiezan a verse diferencias entre los valores experimentales y los obtenidos mediante los modelos. Como se ha comentado en el apartado 4, el tiempo de incubación de la región bainítica no queda bien descrito con la Regla de Adición y esto influye a la hora de calcular el crecimiento de la fase.

v	F _A (%)		F _F (%)		F _P (%)		F _B (%)		F _M (%)	
	Experimental	Cálculo	Exp.	Cál.	Exp.	Cál.	Exp.	Cál.	Exp.	Cál.
0.5	0	5	35	40	45	35	20	5	0	15
5	0	5	5	10	0	0	25	5	70	80
25	0	5	0	0	0	0	0	0	100	95

Tabla 5: Fracción volumétrica de fase transformada para tres velocidades de enfriamiento.

La Tabla 5 es la comparativa entre los valores experimentales y los calculados. Se observa la diferencia entre estos valores en el caso de la bainita, y por lo tanto en los de la martensita, ya que la fracción volumétrica disponible para la transformación martensítica, es la de austenita que no ha transformado en las transformaciones anteriores.

Una vez comprobado el funcionamiento del programa, este está listo para su implementación en un modelo más complejo como puede ser el temple de una pieza real.

5.2 Preparación del modelo

Se ha realizado la simulación de tres tratamientos térmicos diferentes a una misma pieza de acero; en nuestro caso una simplificación de un buje (Fig. 16 izquierda). Los tratamientos son: un temple en aceite, uno en agua, y un enfriamiento al aire. En los tres casos, la pieza se encuentra inicialmente austenizada a 850°C y tanto el agua como el aceite y el aire con los que se enfría la pieza se encuentran a 95°C. Se utiliza un ambiente a esa temperatura para acelerar el cálculo, y hay que tener en cuenta, que a esa temperatura la martensita puede no haber transformado completamente. Se sabe que en el caso del acero 42C4, a 150°C la transformación martensítica se ha completado en un 90% aproximadamente.

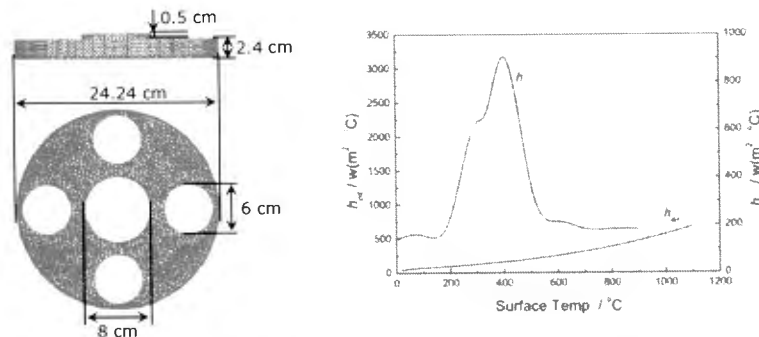


Fig. 16: Izquierda: Geometría del buje de automóvil utilizado para la simulación. Se ha escogido esta pieza debido a su geometría. Derecha: Coeficientes de convección para el aceite y el aire [13].

Para realizar la simulación de un temple o del enfriamiento al aire, uno de los parámetros a tener en cuenta es el coeficiente de convección del fluido que rodea la pieza en el proceso. Los valores de este coeficiente para el agua, el aceite y el aire se han obtenido de la bibliografía. El valor del coeficiente de convección del agua, se ha tomado 5000 W/m²·°C [14]. Para el aceite y el aire, se han tomado los valores que aparecen en la Fig. 16 derecha.

6. RESULTADOS:

A continuación se presentan los resultados obtenidos en las simulaciones del temple en agua y aceite y del enfriamiento al aire. Se mostrarán resultados de microestructura y de deformaciones en la pieza.

En la Fig. 17 se muestran los puntos en los que se estudiará el enfriamiento y el crecimiento de fases así como los diámetros que se han utilizado para estudiar la distorsión de la pieza.

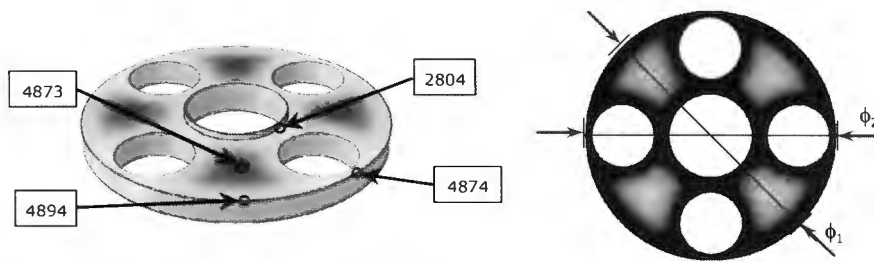


Fig. 17: Puntos de la pieza en los que se estudiará la evolución microestructural y diámetros que se usarán para analizar la distorsión en la pieza.

Las curvas de enfriamiento en los tres tratamientos para los puntos escogidos se muestran en la Fig. 18.

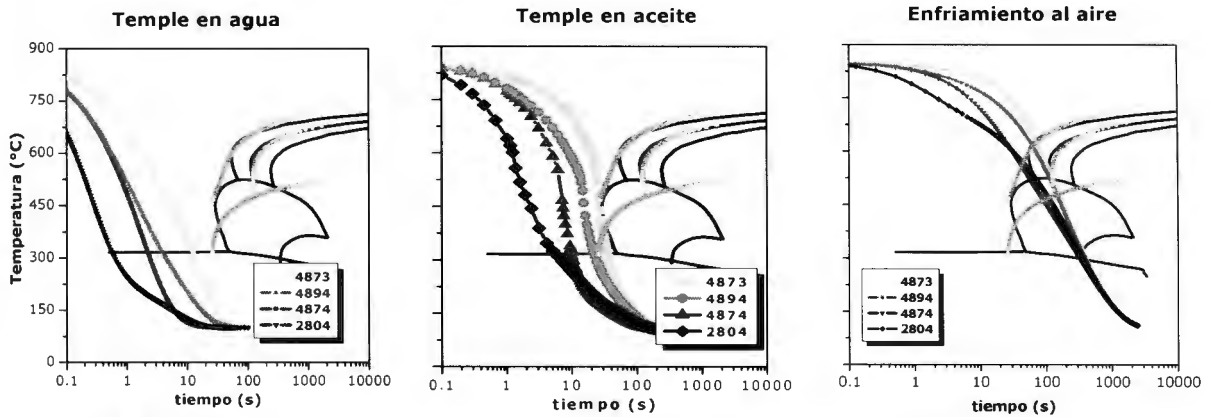


Fig. 18: Curvas de enfriamiento correspondientes a los tres tratamientos y los puntos mostrados en la Fig. 17. Se muestran superpuestas a las CCT teórica y experimental.

En la Tabla 6 se resumen las distribuciones de fases al final de los tres tratamientos simulados. Se debe recordar que la simulación se ha parado a 95°C y por lo tanto la fracción de volumen de austenita a esta temperatura transformará a martensita siguiendo la ley de K-M.

Es interesante destacar que en algunos casos la simulación predice el crecimiento de fases que no deberían aparecer según la CCT. Por ejemplo, en el temple en agua crece un 1% de bainita en uno de los nodos aunque su curva de enfriamiento queda lejos de la zona bainítica. Estas diferencias aparecen porque la CCT es una curva obtenida mediante enfriamientos a velocidad constante mientras que la simulación tiene en cuenta que el enfriamiento se da a velocidad variable.

Temple en agua					
nodo	F _A (%)	F _F (%)	F _P (%)	F _B (%)	F _M (%)
4873	10	0	0	1	89
4894	10	0	0	0	90
4874	10	0	0	0	90
2804	10	0	0	0	90

Temple en aceite					
nodo	F _A (%)	F _F (%)	F _P (%)	F _B (%)	F _M (%)
4873	9	0	0	1	90
4894	9	0	0	1	90
4874	10	0	0	0	90
2804	10	0	0	0	90

Enfriamiento al aire					
nodo	F _A (%)	F _F (%)	F _P (%)	F _B (%)	F _M (%)
4873	7	28	1	10	54
4894	7	28	1	10	54
4874	8	9	0	13	70
2804	8	11	1	13	67

Tabla 6: Proporciones de fases al final del enfriamiento correspondientes a cada tratamiento térmico para los puntos estudiados.

Como ya se ha comentado en la sección 5 el modelo utilizado no predice bien el crecimiento en la zona bainítica. Las curvas correspondientes al enfriamiento al aire entran en la zona bainítica y según la CCT experimental deberían obtenerse fracciones de bainita cercanas al 50%. Sin embargo, la simulación predice crecimientos menores al 15%. Estas diferencias no se justifican por el hecho de no ser un enfriamiento a velocidad constante.

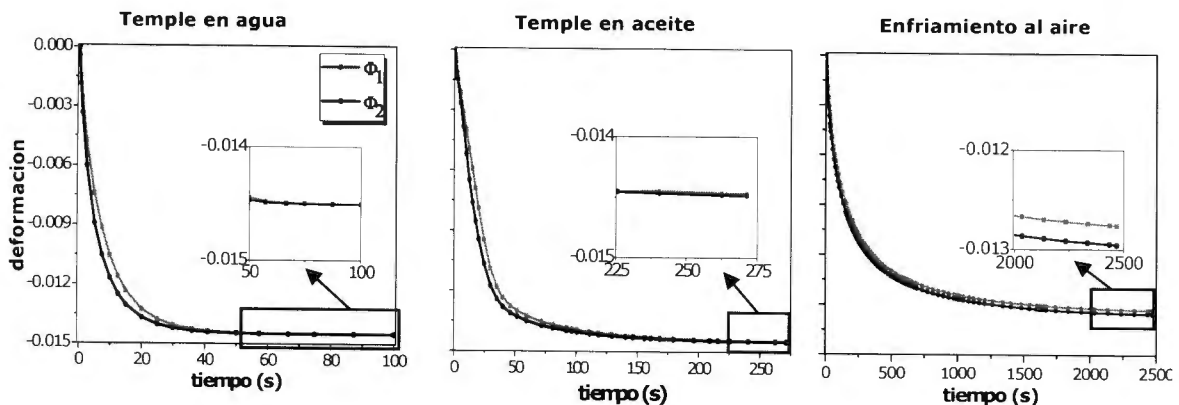


Fig. 19: Deformación de los diámetros ϕ_1 y ϕ_2 correspondientes a los tres tratamientos simulados.

En la Fig. 19 se muestran las deformaciones de los diámetros ϕ_1 y ϕ_2 (Fig. 17) correspondientes a los tres tratamientos simulados. La distribución de fases en los dos temple es muy homogénea, un 99% o 100% de martensita en toda la pieza. Por lo tanto, no es de esperar que esta pieza esté distorsionada al final del tratamiento. Durante el enfriamiento sí aparecen diferencias en la deformación debidas a las velocidades de enfriamiento distintas que van desapareciendo a medida que la temperatura se homogeneiza en toda la pieza.

Para el tratamiento de enfriamiento al aire en cambio sí aparece excentricidad en la pieza al final del enfriamiento a causa de la inhomogeneidad de la distribución de fases. Tal y como se observa en la Fig. 19 la diferencia entre la deformación de los diámetros se mantiene a lo largo de todo el proceso.

7. CONCLUSIONES:

En este proyecto se han simulado las transformaciones de fase y las distorsiones que estas generan en un tratamiento térmico mediante la implementación de los modelos de las transformaciones de fase en ABAQUS. Se ha utilizado la subrutina UEXPAN para calcular la distorsión generada teniendo en cuenta la diferencia entre los coeficientes de expansión térmica de cada fase.

De los cálculos de la simulación se han obtenido las microestructuras, temperaturas y distorsiones de la pieza, y se ha podido observar la influencia de la microestructura en la deformación de una pieza real (una simplificación de un buje de automóvil). Estas simulaciones han sido realizadas utilizando propiedades térmicas y mecánicas obtenidas de la literatura.

Se han podido observar las deficiencias y las virtudes de los modelos utilizados para las transformaciones de fase. Se ha comprobado que la JMAK es una buena herramienta para el cálculo del crecimiento de las fracciones volumétricas transformadas de la ferrita, perlita y bainita en procesos isotérmicos. Para los casos no isotérmicos, al aplicar la Regla de Adición, esta se ajusta bien para el cálculo del tiempo de incubación y también al aplicarla a la JMAK, para el crecimiento de las fases en las regiones ferrítica y perlítica. No obstante, la transformación bainítica no queda bien descrita. El cálculo del tiempo de incubación resulta sobrevalorado y esto afecta también al cálculo de la fracción transformada, ya que la transformación se inicia más tarde. Tampoco el crecimiento de la fase se ajusta bien, los valores calculados de la fracción bainítica siempre son inferiores a los obtenidos de forma experimental.

Para el cálculo de la fracción martensítica, el cálculo mediante la ecuación de Koistinen-Marburger se ajusta de forma correcta a los valores experimentales y resulta por lo tanto, un buen modelo para describir la transformación martensítica.

La implementación de la subrutina en el cálculo de ABAQUS aumenta mucho el tiempo de cálculo, por lo que queda para el futuro su optimización para que resulte una herramienta más completa.

8. REFERENCIAS:

- [1] M. Avrami, «Kinetics of Phase Change I. General Theory,» vol. 9, nº 2, pp. 177-184, 1939.
- [2] M. Avrami, «Kinetics of Phase Change II. Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei,» vol. 8, nº 2, pp. 212-224, 1940.
- [3] M. Avrami, «Kinetics of Phase Change III. Granulation, Phase Change and Microstructure,» vol. 9, nº 2, pp. 177-184, 1941.
- [4] W. A. Johnson y R. F. Mehl, «Reaction Kinetics in Processes of Nucleation and Growth,» vol. 135, nº 416, 1939.
- [5] D. P. Koistinen y R. E. Marburguer, «A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-Martensite Transformation in Pure Iron-Carbon Alloys and Plain Carbon Steels,» vol. 7, nº 1, pp. 59-60, 1959.
- [6] M. E. Kakhki, A. Kermanpur y M. A. Golozar, «Numerical Simulation of Continuous Cooling of a Low Alloy Steel to Predict Microstructure and Hardness,» *Modeling and Simulation in Materials Science and Engineering*, vol. 17, nº 4, p. 21, 2009.
- [7] C. García de Andrés, F. G. Caballero, C. Capdevila y H. Bhadeshia, «Modelling of Kinetics and Dilatometric Behavior of Non-Isothermal Pearlite-to-Austenite Transformation in an Eutectoid Steel».
- [8] S. -J. Lee, M. T. Lusk y Y. -K. Lee, «Conversional Model of Transformation Strain to Phase Fraction in Low Alloy Steels,» *Acta Materialia*, vol. 55, nº 3, pp. 875-882, 2007.
- [9] «Abaqus User Subroutines Reference Manual,» de Abaqus 6.12 Manual.
- [10] «Abaqus Analysis User's Manual (6.12),» de Abaqus 6.12 Manual.
- [11] A. Constant, G. Henry y J. Charbonnier, *Principes de Base des Traitements Thermiques, Thermomécaniques et Thermochimiques*, PYC, 1992.
- [12] «MatWeb,» Material Property Data.
- [13] C. E. Bates, G. E. Totten y R. L. Brennan, «Quenching of Steel,» de *ASM Handbook*, vol. 4, ASM International, 1991, p. 67.
- [14] C. Lü, L. Zhang, Q. Tai, Q. Zheng y Z. Wang, «Numerical Simulation and Technological Parameter Optimization for Quenching Process of a Gas TURbine Compressor Disk Based on Metallo-Thermo-Mechanics,» *Journal of Material Science and Technology*, vol. 22, nº 6, pp. 860-864, 2006.