

SIMULACIÓN NUMÉRICA DE LAS TENSIONES RESIDUALES GENERADAS TRAS UN PROCESO DE TEMPLE POR INDUCCIÓN

Maialen Areitioaurtena¹, Aritz Goñi^{1*}, Unai Segurajauregi¹, Jon Ander Esnaola², Mario Javier Cabello¹

¹ Ikerlan Technology Research Centre, Basque Research and Technology Alliance (BRTA), Paseo J.M. Arizmendiarieta 2, 20500 Arrasate-Mondragon, Spain

² Department of Mechanics and Industrial Manufacturing, Mondragon Unibertsitatea, Loramendi 4, 20500 Arrasate-Mondragon, Spain

* Persona de contacto: agoni@ikerlan.es

RESUMEN

El temple por inducción es un proceso de fabricación que se aplica para mejorar las propiedades mecánicas de los materiales y optimizar el comportamiento a fatiga, fractura y desgaste de los componentes. A diferencia de los temple convencionales, la inducción localiza el calentamiento en la superficie, generando una capa de alta dureza. Uno de sus principales efectos que impacta en la vida a fatiga de los componentes son las tensiones residuales. Estas presentan un patrón de compresión en la superficie, transformándose en tracción en el límite de la capa templada y disminuyendo gradualmente en la zona sin templar. Este trabajo presenta un modelo térmico-metalúrgico-mecánico acoplado de elementos finitos en ANSYS® para simular el temple por inducción y predecir las tensiones residuales y durezas generadas durante el proceso. Se ha abordado el estudio de una probeta cilíndrica de acero 42CrMo4. Se muestra el impacto de la deformación de plasticidad inducida por transformación (TRIP) en el estado tensional. La validación experimental muestra que la consideración de la plasticidad inducida por transformación en las simulaciones de temple por inducción mejora las predicciones de tensión residual, concluyendo que este efecto debería incluirse para conseguir buenas predicciones de tensiones residuales, especialmente en la región subsuperficial.

PALABRAS CLAVE: Temple por inducción, Tensiones residuales, Modelo numérico, Fatiga.

ABSTRACT

Induction hardening is a manufacturing process applied to improve the mechanical properties of materials and enhance the fatigue, fracture and wear behaviour of components. Unlike conventional hardening, induction heating locates the heat on the surface, generating a layer of high hardness. One of its main effects that impacts the fatigue life of components is residual stresses. These present a compressive pattern on the surface, transforming into tensile at the boundary of the hardened layer and gradually decreasing in the unhardened zone. This work presents a coupled thermal-metallurgical-mechanical finite element model in ANSYS® to simulate induction hardening and predict the residual stresses and hardnesses generated during the process. The study of a cylindrical specimen of 42CrMo4 steel has been addressed. The impact of transformation-induced plasticity deformation on the stress state is shown. Experimental validation shows that the consideration of transformation-induced plasticity (TRIP) in induction hardening simulations improves residual stress predictions, concluding that this effect should be included to achieve good residual stress predictions, especially in the subsurface region.

KEYWORDS: Induction hardening, Residual stresses, Numerical model, Fatigue.

1. INTRODUCCIÓN

El temple por inducción es un tratamiento térmico utilizado para obtener una capa martensítica de gran dureza en la superficie de los componentes. Esto se consigue elevando la temperatura de la pieza por encima de su punto de austenización mediante las corrientes inducidas por un inductor ubicado próximo a la pieza y por el cual fluye una corriente alterna [1]. La capa templada puede tener una profundidad de hasta 10 mm, dependiendo de la corriente, la frecuencia y el tiempo.

Aunque el principal objetivo del temple por inducción es la generación de una capa endurecida de alta resistencia mecánica, existen otros efectos asociados al proceso que deben tenerse en cuenta. De entre ellos, uno de los más importantes por su impacto en la resistencia a fatiga de los componentes son las tensiones residuales. Éstas generalmente presentan un patrón de compresión en los primeros milímetros de profundidad que se transforma en tracción en el límite de la capa templada y disminuye gradualmente en la zona sin templar. De esta manera, las

propiedades a fatiga se ven mejoradas ya que las tensiones de compresión retardan la iniciación de grieta y contienen su crecimiento [2]. La correcta predicción de las tensiones residuales generadas en un temple por inducción es, por lo tanto, clave para realizar posteriores análisis de fatiga.

Muchos autores han focalizado sus esfuerzos en desarrollar modelos para la simulación del temple por inducción y la predicción de las tensiones residuales y las durezas tras el proceso. Li *et al.* (2014) [3] realizó un análisis que incluía la predicción de la dureza en una probeta cilíndrica, obteniendo buena correlación con los datos experimentales. Hömberg *et al.* (2016) [4] incorporó las fases microestructurales en el modelo acoplado con buena correlación numérico-experimental. Coupard *et al.* (2018) [5] por su parte, desarrolló un modelo para simular los campos electromagnético, térmico, microestructural y mecánico usando los softwares comerciales Flux2D®, Metal7® y MSC Marc® de una manera secuencial. El análisis de estos trabajos muestra que la simulación del proceso de temple por inducción, debido a su alta interacción multifísica, es compleja en términos computacionales, sobre todo si se analizan geometrías y procesos industriales reales.

Varios autores han investigado recientemente el impacto de la deformación de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP de sus siglas en inglés) en el estado tensional de probetas endurecidas por inducción. Brunbauer *et al.* (2019) [6] investigaron la evolución de las tensiones durante el proceso, así como las tensiones residuales finales, concluyendo que la deformación TRIP juega un papel importante, relajando las tensiones a valores más cercanos a cero, especialmente para la zona no endurecida. Sin embargo, el cálculo de la deformación TRIP dificulta la simulación numérica de las tensiones residuales. Por ello, hoy en día sigue siendo un reto la simulación computacionalmente eficiente y precisa de las tensiones residuales y durezas generadas por un proceso de temple por inducción.

En este trabajo se presenta un modelo acoplado electromagnético-térmico-mecánico-metalúrgico válido para calcular las tensiones residuales y el perfil de durezas de una pieza templada por inducción. Se muestra la validación numérico-experimental de las tensiones y las durezas de un cilindro de acero 42CrMo4 de baja aleación concluyendo que la concordancia entre la simulación y las mediciones experimentales es buena. Además, se analiza el impacto del TRIP en el estado tensional global del componente.

2. TRABAJO EXPERIMENTAL

Los ensayos experimentales se han realizado en cilindros laminados y templados de acero 42CrMo4 con un diámetro de 20 mm y una longitud de 150 mm. De acuerdo con el proveedor, el material base tiene un

proceso previo de temple y revenido en horno y presenta una dureza inicial de 320 HV. La composición química del acero se muestra en la Tabla 1 en porcentaje de masa.

Tabla 1. Composición química del acero 42CrMo4 medida mediante Espectrometría de Emisión Óptica.

%C	%Mn	%Cr	%Mo
0.45	0.90	1.20	0.30
%Si	%P	%S	%Cu
0.40	0.025	0.035	≤0.4

Los ensayos de temple por inducción se han llevado a cabo utilizando una bobina de cobre de seis espiras y se ha obtenido una capa endurecida cercana a 2.5 mm. La corriente media durante el ensayo ha sido de 450 A (RMS) con una frecuencia de 31 kHz. Posteriormente, se ha templado mediante inmersión en agua propiciando la formación de martensita en la zona austenizada debido al rápido enfriamiento. Durante este proceso de calentamiento y enfriamiento se ha medido la temperatura superficial en un punto central de la probeta mediante un termopar tipo K y que sigue la tendencia que se observa en la siguiente Figura 1.

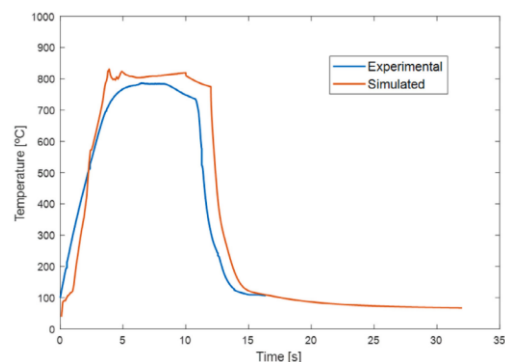


Figura 1. Temperatura experimental y numérica.

Las probetas templadas se cortaron radialmente y se realizaron mediciones de microdurezas Vickers de acuerdo con el Estándar Internacional ISO 6507-1:2018. Se hicieron indentaciones Vickers (0.5 HV) cada 0.25 mm en la capa templada y en la zona de transición y cada 0.5 mm en la zona sin templar. En cuanto a las tensiones residuales, se midieron en el primer milímetro de profundidad mediante la técnica del *Hole Drilling* con rosetas tipo B siguiendo el procedimiento de tensión no uniforme de la norma ASTM E837-13a.

3. CARACTERIZACIÓN Y PROPIEDADES DE MATERIAL

Para modelizar el proceso de temple por inducción, es necesario conocer varias propiedades de material. En primer lugar, es necesario conocer la permeabilidad magnética y la resistividad eléctrica, ambas en función de la temperatura. La obtención de estas propiedades se muestra en un trabajo previo de los autores [7].

La conductividad térmica y el calor específico son propiedades críticas para la solución térmica durante el proceso. Por ello, estas propiedades, también dependientes de la temperatura, se han obtenido del trabajo de Montalvo-Urquiza *et al.* (2013) [8].

Con el fin de obtener un diagrama de Transformación de Enfriamiento Continuo (CCT) para el material utilizado en este estudio, se realizaron ensayos de dilatometría. Los ensayos de dilatometría proporcionan tres medidas importantes sobre la cinética de transformación: temperaturas críticas de transformación ($Ac1$, $Ac3$ y Ms), cambio de volumen de transformación y coeficientes de expansión térmica de las diferentes fases microestructurales. En este trabajo se ha utilizado la técnica del Coeficiente de Expansión Térmica (CTE) equivalente, donde el CTE se obtiene a partir de los ensayos de dilatometría. Como se muestra en la Figura 2, se han obtenido dos CTE diferentes, en función de la fase microestructural existente y de su transformación. Este enfoque de CTE equivalente considera la expansión o contracción volumétrica debida a las transformaciones de fase, así como los CTE específicos de cada fase.

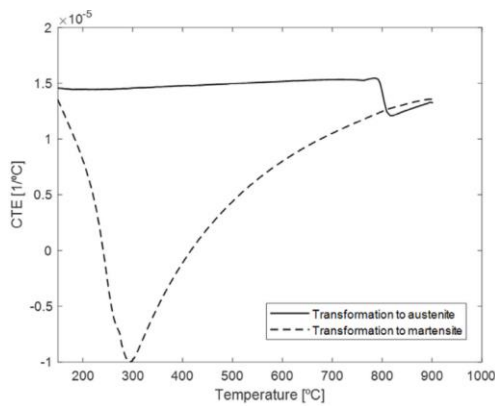


Figura 2. Coeficiente de Expansión Térmica equivalente que incluye la expansión térmica y el cambio de volumen debido a transformación de fase.

Por último, con el objetivo de calcular las propiedades mecánicas del material, se ha utilizado la correlación entre el límite elástico y la dureza mostrada en la ecuación (1) [9] donde HV se refiere a la dureza Vickers. Además, el límite elástico decrece con la temperatura siguiendo la ecuación ajustada de Guo *et al.* (2008) [10]. Estas ecuaciones se incorporan en el modelo numérico.

$$\sigma_{Y_0} = -90.7 + 2.88HV \quad (1)$$

4. MODELO NUMÉRICO DE TEMPLE POR INDUCCIÓN

Son varias las físicas (electromagnética, térmica, microestructural y mecánica) que participan en el proceso de temple por inducción entre las cuales existen numerosas interacciones que hay que considerar en un modelo de simulación numérica.

El apartado electromagnético se rige por las ecuaciones de Maxwell. Estas describen los fenómenos electromagnéticos que ocurren durante el calentamiento por inducción, a través de las cuales es posible calcular el calor generado en el interior de la pieza [11]. Posteriormente, se resuelve la ecuación de conducción de calor que describe la distribución de temperatura.

La solución por elementos finitos del campo electromagnético requiere de un alto coste computacional, sobre todo cuando se analizan casos industriales complejos. Para ello, los autores desarrollaron y validaron un modelo semi-analítico en el cual se resuelven una única vez las ecuaciones de Maxwell, a temperatura ambiente. Posteriormente el modelo calcula las propiedades electromagnéticas analíticamente en función de la temperatura de la pieza. Para una mejor comprensión del modelo semi-analítico mencionado, se remite al lector al trabajo de Areitioaurtena *et al.* (2021) [7].

Para la fase de enfriamiento se ha implementado un coeficiente de transferencia de calor por convección obtenido a través de mediciones de temperatura experimentales siguiendo el método presentado por Liščić and Filetin [12]. La fracción de austenita transformada se ha descrito mediante la ecuación de Koistinen y Marburger modificada [13]. Además, la relación establecida por Koistinen y Marburger [14] se ha usado para calcular la transformación martensítica no difusiva.

La dureza del material depende de las fases y de la composición química del material. Utilizando las ecuaciones presentadas en el trabajo de Maynier *et al.* (1977) [15] es posible calcular la dureza Vickers para cada fase.

Para el cálculo de las tensiones residuales generadas en el temple por inducción se utiliza el tensor de velocidad de deformación total que viene dado por la siguiente ecuación (2):

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{el} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{th} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{tr} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{pl} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{tp} \quad (2)$$

Donde $\dot{\varepsilon}_{ij}^{el}$ representa la deformación elástica, $\dot{\varepsilon}_{ij}^{th}$ la deformación térmica, $\dot{\varepsilon}_{ij}^{tr}$ la deformación de transformación, $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pl}$ la deformación plástica convencional y $\dot{\varepsilon}_{ij}^{tp}$ la plasticidad inducida por la transformación (TRIP).

Deformación elástica. La relación constitutiva entre tensiones sigue la ley de Hooke, que depende del módulo de Young y de la relación de Poisson del material. Como el material experimenta transformaciones de fase, se utiliza una regla lineal de mezcla para evaluar las propiedades del material basándose en la fracción de fases microestructurales y sus propiedades.

Deformación térmica. Las deformaciones térmicas están causadas por la dilatación y contracción isotrópica del material debido al cambio de temperatura. Cada fase microestructural tiene un Coeficiente de Expansión Térmica (CTE) diferente, que se evalúa mediante los ensayos de dilatometría realizados.

Deformación de transformación. Al producirse una transformación de fase, se da un cambio volumétrico debido a la reordenación de la estructura atómica. El enfoque del CTE equivalente utilizado en este trabajo permite considerar las deformaciones térmicas y de transformación combinadas.

Deformación plástica convencional. En este trabajo se utiliza un modelo de endurecimiento isotrópico bilineal. El modelo de endurecimiento por deformación puede simplificarse como se muestra en la ecuación (3). El módulo de Young se actualiza para cada incremento de tiempo siguiendo la ecuación (4).

$$\sigma = K\varepsilon_p \quad (3)$$

$$\sigma_Y = \sigma_{Y_0} + K\varepsilon_p \quad (4)$$

Donde σ_{Y_0} es el límite elástico inicial dependiente de la temperatura para cada fase microestructural y K equivale al módulo tangente del material. En este trabajo se ha considerado que el módulo tangente es el 10% del módulo de Young.

Plasticidad inducida por transformación (TRIP). La plasticidad inducida por transformación, o deformación TRIP, es una deformación plástica que puede observarse durante transformaciones microestructurales bajo tensiones distintas de cero [16]. La expresión generalizada para los estados de tensión multiaxial puede formularse como en la siguiente ecuación (5). La ecuación (6) se describe en el estudio de Kaiser *et al.* (2020) [17]. En este trabajo, el TRIP solo se calculará en la fase de enfriamiento.

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{tp} = \frac{3}{2} K \sigma'_{ij} g(f) \frac{df}{dt} \quad (5)$$

$$g(f) = f(2 - f) \quad (6)$$

Donde σ'_{ij} indica el tensor de tensiones desviatorio, f la fracción de la fase microestructural existente y K el parámetro de Greenwood-Johnson. Para el 42CrMo4 se utiliza un valor de K de $42 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$ [16].

Por último, el modelo de simulación multifísico se ha implementado en la versión 2020R1 de ANSYS® combinando el lenguaje de programación APDL y las subrutinas desarrolladas en el lenguaje Fortran (UPF). Se utiliza un modelo de elementos finitos axisimétrico compuesto por 10k nodos. Debido a las grandes deformaciones durante la transformación de fase, el modelo requiere unos incrementos de tiempo pequeños

en algunos pasos del proceso para posibilitar la convergencia. El coste computacional de resolver el proceso completo llevó aproximadamente 2h.

5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La Figura 3 ilustra la representación esquemática del caso de estudio y tres de los principales resultados: temperatura máxima, martensita transformada y tensiones residuales en dirección axial. En la transición entre las zonas templada y no templada se observa un gran gradiente de tensiones, mientras que en la zona templada se observan tensiones residuales de compresión.

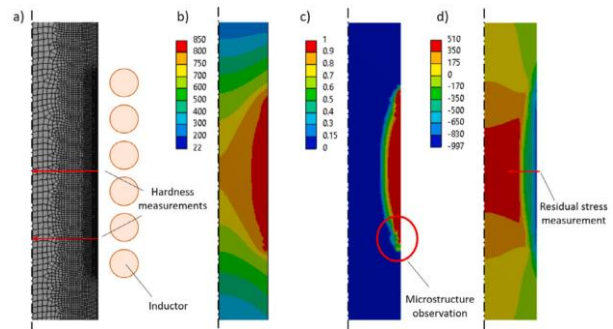


Figura 3. (a) Representación del modelado en el modelo termo-mecánico, (b) temperatura máxima obtenida durante el calentamiento, (c) martensita final y (d) tensiones residuales axiales en MPa.

El perfil de dureza calculado en la profundidad de la probeta se muestra en la Figura 4 y se compara con los valores de dureza medidos experimentalmente observando una buena correlación. Se detalla la evolución de dos puntos de referencia, uno situado en el centro de la bobina, y otro situado 15 mm por debajo. Estas trayectorias se pueden observar en la Figura 3(a). La transición entre la capa templada y la zona no endurecida es mayor para la dureza medida experimentalmente. Este error de predicción en la zona de transición podría deberse al efecto de la velocidad de calentamiento en las temperaturas de austenización, que no se tuvo en cuenta en los modelos desarrollados.

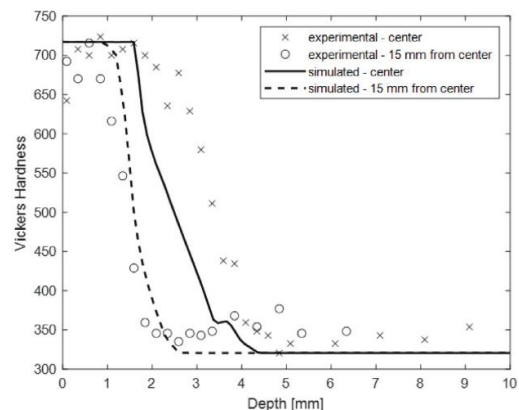


Figura 4. Distribución experimental y numérica de las durezas

En la Figura 5 se muestra la evolución numérica de las tensiones en la superficie y en el núcleo de la probeta, con y sin tener en cuenta las tensiones producidas por la deformación TRIP. En la superficie, se puede observar que, al iniciar el calentamiento, aparecen tensiones de compresión ya que su expansión se ve frenada por las temperaturas más bajas en el núcleo. Debido al equilibrio de tensiones, el núcleo alcanza tensiones de tracción. Una vez que la temperatura es más similar en ambas zonas, las tensiones se relajan y se desplazan hacia la dirección opuesta mientras se produce el cambio de volumen debido a la austenización. Cuando comienza el proceso de enfriamiento, las tensiones de tracción en la superficie aumentan, ya que el núcleo caliente no permite la contracción de la zona superficial. Cuando se produce la transformación martensítica, se produce un notable cambio volumétrico, pasando las tensiones a compresión en la superficie y a tracción en el núcleo. En la figura se puede observar que la deformación TRIP produce tensiones ligeramente inferiores, ya que existe cierta acomodación plástica en las zonas circundantes. De esta forma se permite la expansión de volumen durante la transformación martensítica.

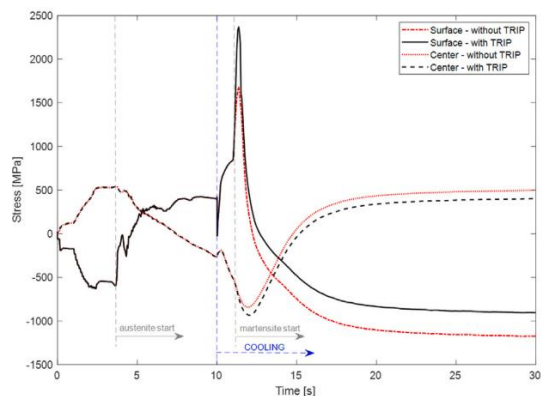


Figura 5. Evolución de la tensión axial en la superficie y en el centro incluyendo la deformación TRIP (líneas negras) y sin incluir la deformación TRIP (líneas rojas).

En la Figura 6 se muestran los perfiles de tensión residual axial comparados con las tensiones residuales calculadas numéricamente con y sin tener en cuenta el efecto del TRIP. La posición del punto de medición puede verse en la Figura 3(d).

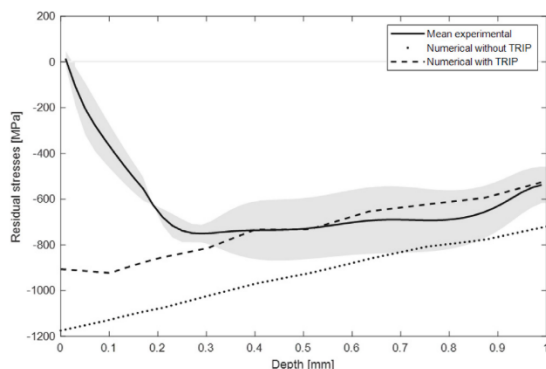


Figura 6. Distribución experimental y numérica de tensiones residuales.

En la Figura 6 se observa que el modelo numérico que incluye las deformaciones TRIP da resultados más precisos cuando se compara con los datos experimentales en la región subsuperficial (a partir de 0.2 mm) y resulta en una buena correlación. La incertidumbre se encuentra en la región cercana a la superficie cuando se utiliza la técnica de *Hole Drilling* para evaluar las tensiones residuales. Esta incertidumbre corresponde a los incrementos iniciales del ensayo, y podría deberse a la rugosidad de la superficie o al ajuste incorrecto del cero de referencia en la superficie, así como a la curvatura de la pieza en esta probeta en particular. La mayor magnitud en compresión (750 MPa) se observa entre 0.2 y 0.3 mm en las tensiones determinadas experimentalmente. Considerando el TRIP se predice correctamente la evolución de las tensiones residuales en profundidad. Sin embargo, los resultados numéricos muestran valores muy dispares en la región superficial (entre 0 y 0.2 mm). Para estudiar la idoneidad del modelo desarrollado en la zona cercana a la superficie, deberían utilizarse otras técnicas de medida de tensiones residuales, como la Difracción de Rayos X.

6. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado un modelo de elementos finitos para simular el temple por inducción y calcular las tensiones residuales de probetas cilíndricas de 42CrMo4 junto con las transformaciones microestructurales y la evolución de la dureza. Para ello, se ha desarrollado un modelo acoplado electromagnético, térmico, microestructural y mecánico utilizando el software ANSYS® y las subrutinas de usuario. Así, se han ampliado las capacidades del software en cálculo microestructural, dureza y tensiones residuales derivadas de las transformaciones de fase. El tiempo de cálculo del modelo desarrollado se ha reducido gracias a la utilización del modelo semi-analítico en combinación con el cálculo mecánico y microestructural.

La microestructura y la dureza se calculan utilizando el modelo desarrollado con una buena correlación numérico-experimental, especialmente en la capa templada. Las tensiones residuales se han calculado con éxito y se han comparado con las medidas experimentales con una buena correlación en la zona subsuperficial. Por último, se ha estudiado el impacto del TRIP en el estado tensional de la probeta durante el proceso, habiéndose observado que este efecto debería incluirse para conseguir buenas predicciones de tensiones residuales.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación recibida por el programa BIKAINTEK 020-B2/2023 del Gobierno Vasco a través del programa de ayudas a la formación de Doctorados industriales 2023.

REFERENCIAS

- [1] V. Rudnev, D. Loveless, R.L. Cook. *Handbook of Induction Heating*, 2nd ed. CRC Press – Taylor & Francis Group (2017).
- [2] J. Schijve. *Fatigue Structures and Materials*, 2nd edition. Springer (2009).
- [3] Z. Li, B.L. Ferguson, V. Nemkov, R. Goldstein, J. Jackowski, G. Fett. *Stress generation in an axle shaft during induction hardening*, Journal of Materials Engineering and Performance 23 (2014) 4170-4180.
- [4] D. Hömberg, Q. Liu, J. Montavo-Urquizo, D. Nadolski, T. Petzold, A. Schmidt, A. Schulz. *Simulation of multi-frequency-induction-hardening including phase transitions and mechanical effects*, Finite Elements in Analysis and Design 121 (2016) 86-100.
- [5] D. Coupard, T. Palin-luc, P. Bristiel, V. Ji, C. Dumas. *Residual stresses in surface induction hardening of steels: Comparison between experiment and simulation*, Material Science and Engineering A 487 (2008) 328-339.
- [6] S. Brunbauer, G. Winter, T. Antretter, P. Staron, W. Ecker. *Residual stress and microstructure evolution in steel tubes for different cooling conditions – Simulation and verification*. Material Science and Engineering A 747 (2019) 73–79.
- [7] M. Areitioaurtena, U. Segurajauregi, V. Akujarvi, M. Fisk, I. Urresti, E. Ukar. *A semi-analytical coupled simulation approach for induction heating*. Advanced Modeling and Simulation in Engineering Sciences 8 (2021).
- [8] J. Montalvo-Urquizo, Q. Liu, A. Schmidt. *Simulation of quenching involved in induction hardening including mechanical effects*. Computational Materials Science 79 (2013) 639-649.
- [9] E.J. Pavlina, C.J. Van Tyne. *Correlation of yield strength and tensile strength with hardness for steels*. Journal of Materials Engineering and Performance 17 (2008) 888–893.
- [10] Z. Guo, N. Saunders, J.P. Schille. *Modelling phase transformations and material properties critical to simulation of heat treatment distortion in steels*. Proceedings of the 17th IFHTSE Congress 2 (2008) 753-756.
- [11] M. Fisk, L.E. Lindgren, W. Datchary, V. Deshmukh. *Modelling of induction hardening in low alloy steels*. Finite Elements in Analysis and Design 144 (2017) 61-75.
- [12] B. Liščić, T. Filetin. *Measurement of quenching intensity, calculation of heat transfer coefficient and global database of liquid quenchants*. Materials Engineering 19 (2012) 52-63.
- [13] J. Xia, H. Jin. *Numerical modeling of coupling thermal – metallurgical transformation phenomena of structural steel in the welding process*. Advances in Engineering Software 115 (2017) 66-74.
- [14] D. Koistinen, R. Marburger. *A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels*. Acta Metallurgica 7 (1959) 59-60.
- [15] P. Maynier, B. Jungmann, J. Dollet. *Creusot-loire system for the prediction of the mechanical properties of low alloy steel products*. Hardenability concepts with applications to steel (1977) 518-545.
- [16] J. Rohde, A. Jeppson. *Literature review of heat treatment simulations with respect to phase transformation, residual stresses and distortion*. Scandinavian Journal of Metallurgy 29 (2000) 47-62.
- [17] D. Kaiser, J. Damon, F. Mühl, B. de Graaf, D. Kiefer, S. Dietrich, V. Schulze. *Experimental investigation and finite-element modeling of the short-time induction quench-and-temper process of AISI 4140*. Journal of Material Processing Technologies 279 (2020) 1193-1198.