

Tesis doctoral

**Simulación numérica del temple por inducción en  
aceros de baja aleación y análisis de la influencia  
de las tensiones residuales en el rolling contact  
fatigue**

Presentada por:

Maialen Areitioaurtena Oiartzun

Dirigida por

Eneko Ukar Arrien

Mario Javier Cabello Ulloa

2022



## Agradecimientos

Quiero aprovechar estas líneas para agradecer a todas las personas que me han dado su apoyo durante el desarrollo de esta tesis.

En primer lugar, quería mostrar mi agradecimiento a mis supervisores y directores de tesis, Mario Cabello y Eneko Ukar, y en particular a Unai Segurajauregi, por su apoyo durante todo el proceso. A Ikerlan, por haberme dado la oportunidad de embarcarme en este proyecto y por darme apoyo económico para poder llevar a cabo la tesis en su totalidad. Gracias por hacerme ver la implicación industrial de la temática a la que he dedicado incontables horas durante estos más de tres años.

A Martin Fisk, no tengo palabras para expresar mi más sentido agradecimiento por acogerme en Malmö, por su implicación y por el interés que ha mostrado en el buen desarrollo de esta tesis desde el día en el que nos conocimos: simplemente, tack så mycket.

La colaboración con TTT Goiko, y en particular con José Luis Hinojo, ha permitido llevar a cabo algunas de las tareas experimentales más importantes de la tesis, muchas gracias por vuestra ayuda y vuestro interés en que mi trabajo saliese bien.

Quería agradecer de todo corazón el apoyo que he recibido durante todo este tiempo por parte de mis compañeras y compañeros de Ikerlan, que han estado ahí para compartir mi alegría en los mejores días y levantarme el ánimo en los peores. Algunos en lo técnico, otros en lo emocional, pero todos habéis aportado vuestro granito de arena para que este proyecto saliese adelante. No querría olvidarme de los compañeros que me han ayudado en las diferentes etapas de esta tesis: el mérito también es vuestro.

A mi familia, amigas y amigos más cercanos, daros las gracias por estar ahí, por vuestra paciencia, vuestra curiosidad y vuestras ganas de intentar entender lo que os contaba. A mis padres, Iñaki e Idoia, que siempre me han empujado a hacer todo lo que se me ponía delante ofreciendo mi mejor versión. A mis hermanas, Irati y Haizea, por animarme todos estos años. A Irati, por estar ahí. Bihotzez, eskerrik asko. Lan hau zuena be bada.



## Resumen

El proceso de temple por inducción es una técnica de endurecimiento superficial que se utiliza cada vez más en la industria debido a las ventajas que ofrece sobre otros tratamientos térmicos más convencionales. Habitualmente se utiliza en componentes críticos que están sometidos a cargas elevadas y a contactos de alta presión, lo que requiere una elevada dureza superficial. A pesar de que el interés de la industria en este tratamiento térmico es relevante, la definición de los parámetros más determinantes del proceso está generalmente limitado de forma empírica al *know-how* de los técnicos y a la experiencia previa de los agentes del sector, aumentando los costes asociados y el *time-to-market*, puesto que el diseño del proceso normalmente se realiza mediante procedimientos de prueba-error. Al ser un proceso multifísico con numerosas interacciones entre campos físicos, la simulación del temple por inducción es altamente compleja y computacionalmente muy costosa. En la revisión de la literatura se ha observado que la aplicación del temple por inducción en componentes complejos industriales se ve obstaculizada por la falta de modelos numéricos capaces de predecir sus consecuencias. La simulación numérica es, por lo tanto, clave en la definición optimizada del proceso y su implementación eficaz en la industria moderna. Además, el estudio de las implicaciones que el temple por inducción tiene en el comportamiento en servicio de los componentes endurecidos, como es el caso de la fatiga, es una tarea a la que ingenieros y científicos han dedicado su atención en los últimos años, aunque aún no está del todo resuelto.

En esta tesis doctoral se aborda la problemática de la simulación del proceso de temple por inducción para tratar de solventar las limitaciones encontradas en la literatura. Se ha trabajado en el desarrollo de un modelo numérico para simular la fase de calentamiento por inducción de materiales ferromagnéticos de forma eficiente, acoplando los campos electromagnético y térmico a través de un modelo semi-analítico. Este modelo se ha validado experimentalmente en cilindros de acero de baja aleación 42CrMo4 obteniendo resultados más precisos y un 80% más rápidos que utilizando softwares comerciales ya existentes. Adicionalmente, se ha desarrollado un modelo multifísico acoplado para simular la fase de enfriamiento del proceso de temple por inducción. Este modelo acopla las físicas térmica, mecánica y microestructural y se ha validado experimentalmente en términos de predicción de microestructura, dureza y generación de tensiones residuales. El modelo desarrollado, a diferencia de otros softwares comerciales, permite evaluar el impacto que tienen en los resultados del proceso las diferentes aproximaciones de cálculo de los fenómenos que ocurren durante el temple. En esta tesis, se ha investigado

el impacto del *Transformation Induced Plasticity* (TRIP) en el acero 42CrMo4, concluyendo que los modelos de cálculo deberían incluir este efecto para mejorar las predicciones de tensiones residuales.

Finalmente, se han combinado los modelos de simulación desarrollados con técnicas experimentales para investigar la influencia de las tensiones residuales en el comportamiento a *rolling contact fatigue* (RCF) en cilindros templados por inducción. En este estudio, se ha desarrollado una metodología de cálculo para incorporar las tensiones residuales en los análisis de vida a RCF y se ha estudiado la influencia de las tensiones residuales numérica y experimentalmente mediante un ensayo de *three-ball-on-rod* modificado. Se ha observado que las tensiones residuales de compresión en la superficie extienden la vida del componente y modifican la profundidad a la que se produce el daño más crítico. Para el análisis numérico se ha utilizado el criterio multiaxial de Dang Van y se han comparado tres magnitudes de cortadura críticas (Tresca, cortadura ortogonal y cortadura octaédrica) en términos de predicción de vida útil y localización del daño crítico. Los resultados numéricos y experimentales indican que la magnitud de cortadura ortogonal predice resultados más precisos.

Se espera que las contribuciones realizadas en esta tesis doctoral reduzcan la actual brecha entre los modelos simplificados generalmente desarrollados en la literatura y los casos industriales de mayor complejidad, permitiendo que los procedimientos empíricos de prueba-error se reduzcan considerablemente y aumentando el control sobre el resultado obtenido con el proceso. Con este cambio de paradigma, se espera obtener mayor eficiencia en términos económicos, temporales y energéticos a nivel industrial, reduciendo también el número de defectivos.

## Laburpena

Indukzio bidezko tenplaketa metalezko konponenteen gainazala gogortzeko erabiltzen den teknika bat da. Industrian gero eta gehiago erabiltzen den prozesu bat da, beste tratamendu termiko konbentzionalekiko eskaintzen dituen abantailak direla eta. Normalean, karga handiak eta presio handiko kontaktuak jasaten dituzten osagai kritikoetan erabiltzen da, hauek azaleko gogortasun handia eskatzen baitute. Industriak tratamendu termiko honetan duen interes handia den arren, orokorrean prozesuaren diseinua proba-errore prozeduren bidez egiten da. Izan ere, prozesuaren parametro erabakigarrienen definizioa teknikarien *know-how*-era eta sektoreko eragileen aurretiazko esperientziara mugatzen da, kostuak eta *time-to-market*-a handituz.

Prozesu multifisikoa izanik, eta fisiken arteko elkarreragin ugariak kontuan hartuta, indukzio bidezko tenplearen simulazioa oso konplexua eta konputazionalki garestia da. Literaturaren errebisioan ikusi denez, industria-osagai konplexuetan indukzio bidezko tenplearen ondorioak aurreikusteko gai diren eredu numerikoen faltak prozesu honen aplikazioa oztopatzen du. Simulazio numerikoa, beraz, funtsezkoa da indukzio bidezko tenplaketa-prozesua garatzeko eta industria modernoan eraginkortasunez ezartzeko. Gainera, indukzio bidezko tenpleak gogortutako osagaien portaeran dituen inplikazioen azterketak ere garrantzi handia hartzen du. Gai honi ingeniari eta zientzialariek azken urteotan arreta berezia eskaini dioten arren, orindik aztertzeke dagoen gai baten aurrean gaude.

Doktorego tesi honetan indukzio bidezko tenplaketa prozesuaren simulazioaren problematikari heldu zaio, literaturan aurkitutako mugei erantzunez. Hasteko, indukzio bidezko beroketa fasea modu eraginkorrean simulatzeko eredu numeriko bat garatu da, material ferromagnetikoetan eremu elektromagnetikoak eta termikoak eredu erdi-analitiko baten bidez akoplatuz. Ondoren, modelo hori experimentalki baliozkotu da 42CrMo4 altzairuzko zilindroetan, lortutako emaitzak, beste *software* komertzial batzuekin alderatuta, zehatzagoak eta % 80 azkarragoak izanik. Horrez gain, indukzio bidezko tenplaketa prozesuaren bigarren fasea simulatzeko eredu multifisiko akoplatu bat garatu da. Eredu honek fisika termikoa, mekanikoa eta mikroestruturala akoplatzen ditu, eta experimentalki baliozkotu da mikroegituraren iragarpenari, gogortasunari eta hondar tentsioen sorrerari dagokienez. Garatutako ereduak, beste *software* komertzial batzuek ez bezala, tenplean gertatzen diren hainbat fenomeno deskribatzeko erabiltzen diren eredu inaktuak ebaluatzeko aukera ematen du. Tesi honetan *Transformation Induced Plasticity* (TRIP) delakoak 42CrMo4 altzairuan duen eragina ikertu da, kalkulu ereduak efektu hori barne

hartu beharko luketela ondorioztatuz, hondar tentsioen iragarpenak hobetzeko.

Azkenik, garatutako ereduak teknika esperimentalekin konbinatu dira indukzio bidezko tenplaketan sortutako hondar tentsioek *rolling contact fatigue*-aren (RCF) portaeran duten eragina ikertzeko. Ikerketa honetan, kalkulu-metodologia bat garatu da bizitza analisietan hondar tentsioak kontsideratu ahal izateko. Horretarako, hondar tentsioen eragina numerikoki eta esperimentalki aztertu da *three-ball-on-rod* saiakuntza baten bidez. Gainazalean sortzen diren konpresiozko hondar tentsioek osagaiaren bizitza luzatzen dutela eta kalte kritikoena sortzen den puntuaren sakonera aldatzen dutela ikusi da. Analisi numerikoa egiteko, Dang Van kriterio multiaxiala erabili da, eta hiru ebakidura tensio magnitude kritiko alderatu dira (Tresca, ebakidura ortogonala eta ebakidura oktaedrikoa), bizitzari eta puntu kritikoaren sakonerari dagokienez. Emaitza numeriko eta esperimentalek ebakidura ortogonalak emaitza zehatzagoak iragartzen dituela adierazten dute.

Doktorego tesi honetan egindako ekarpenekin literaturan garatu ohi diren eredu sinplifikatuen eta konplexutasun handiagoko kasu industrialen arteko egungo arrakala murriztea espero da, proba eta errorean prozedura enpirikoak nabarmen murriztea ahalbidetuz eta prozesuarekin lortutako emaitzaren gaineko kontrola aragotuz. Paradigmaren aldaketa horrekin, industrian eraginkortasun handiagoa (ekonomiari, denborari eta energiari dagokienez) lortzea espero da, baita akatsa duten pieza kopurua murriztea ere.



## Abstract

The induction hardening process is a surface hardening technique that is increasingly used in industry due to the advantages it offers over other conventional heat treatments. It is typically used on critical components that are subjected to high loads and high pressure contacts, which require an elevated surface hardness. Although the industry's interest in this heat treatment is increasing, the definition of the most important process parameters is generally limited to the technicians' know-how and to previous experiences, increasing the associated costs and the time-to-market, since the design of the process is normally carried out by means of trial-and-error procedures. The simulation of induction hardening is highly complex and computationally expensive because of the numerous interactions between physical fields. In the literature review, it has been observed that the application of induction hardening in complex industrial components is limited by the lack of numerical models capable of predicting the consequences of induction hardening. Numerical simulation is therefore key in the development of the induction hardening process and its effective implementation in modern industry. Furthermore, the study of the implications that induction hardening has on the in-service behavior of hardened components is a task to which engineers and scientists have devoted their attention in recent years, although it is not yet fully resolved.

In this doctoral thesis, the simulation of the induction hardening process is addressed in order to solve the limitations found in the existing literature. A numerical model to efficiently simulate the induction heating phase of ferromagnetic materials has been developed, which couples the electromagnetic and thermal fields through a semi-analytical model. This model has been experimentally validated on low alloy 42CrMo4 steel cylinders, obtaining more accurate and 80% faster results than using other commercial software. Additionally, a coupled multiphysics model has been developed to simulate the second phase of the induction hardening process. This model couples thermal, mechanical and microstructural physics and has been experimentally validated in terms of prediction of microstructure, hardness and residual stress generation. The developed model, unlike other commercial software, allows to evaluate the impact of the various models used to describe different phenomena occurring during quenching. In this thesis, the impact of Transformation Induced Plasticity (TRIP) on the low alloy 42CrMo4 has been investigated, concluding that computational models should include this effect to improve residual stress predictions.

Finally, the developed models have been combined with experimental techni-

ques to investigate the influence of induction hardening residual stresses on rolling contact fatigue (RCF) behavior. In this study, a computational methodology has been developed to incorporate residual stresses in RCF life analyses and the influence of residual stresses has been studied numerically and experimentally using a modified *three-ball-on-rod* test. It has been observed that compressive residual stresses at the hardened case extend the life of the component and modify the depth at which the most critical damage occurs. For the numerical analysis, the Dang Van multiaxial criterion has been used and three critical shear stress quantities (Tresca, orthogonal shear and octahedral shear) have been compared in terms of life prediction and critical damage location. Numerical and experimental results indicate that the orthogonal shear quantity predicts more accurate results.

The contributions made in this doctoral thesis are expected to reduce the current gap between the simplified models generally developed in the literature and the industrial cases of higher complexity, allowing empirical trial-and-error procedures to be considerably reduced and increasing the control over the resulting material characteristics obtained with the process. With this change in the paradigm, it is expected that, at an industrial level, greater economical, temporal and energetical efficiency can be achieved, also reducing the number of defectives.

# Índice

Lista de Figuras . . . . .	XV
Lista de Tablas . . . . .	XXV
Lista de Abreviaciones . . . . .	XXVII
Lista de Símbolos . . . . .	XXIX
<b>1. Introducción</b>	<b>1</b>
1.1. Introducción . . . . .	2
1.2. Contexto industrial: ventajas y retos . . . . .	3
1.3. Objetivos . . . . .	7
1.4. Estructura del documento . . . . .	8
<b>2. Estado del arte y marco teórico</b>	<b>9</b>
2.1. Tratamientos térmicos e ingeniería de superficies . . . . .	10
2.1.1. Microestructura del acero . . . . .	10
2.1.2. Transformaciones de fase y temperaturas críticas . . . . .	13
2.1.3. Clasificación de los tratamientos térmicos . . . . .	16
2.2. Temple por inducción . . . . .	21
2.2.1. Temple por inducción en la industria . . . . .	23
2.2.2. Parámetros principales . . . . .	27
2.2.3. Monitorización del proceso y caracterización de los efectos . . . . .	29
2.3. Simulación numérica del proceso de temple por inducción . . . . .	35
2.3.1. Fundamentos físicos . . . . .	36
2.3.2. Enfoques de simulación multifísica acoplada . . . . .	62
2.3.3. Modelos de simulación por elementos finitos . . . . .	65
2.3.4. Caracterización de las propiedades del material . . . . .	69

2.4.	Efecto del temple por inducción en la integridad estructural . . . . .	72
2.4.1.	Fatiga por rodadura o <i>Rolling contact fatigue</i> . . . . .	74
2.4.2.	Métodos de determinación de vida a fatiga . . . . .	82
2.4.3.	Análisis experimental de la fatiga por rodadura . . . . .	88
2.5.	Análisis crítico del estado del arte . . . . .	91
<b>3.</b>	<b>Modelo semi-analítico para el calentamiento por inducción</b>	<b>95</b>
3.1.	Introducción . . . . .	96
3.2.	Objetivo y motivación . . . . .	97
3.3.	Propiedades electromagnéticas del 42CrMo4 . . . . .	97
3.4.	Metodología de cálculo semi-analítica . . . . .	99
3.4.1.	Modificador térmico . . . . .	103
3.5.	Validación numérica y experimental: caso 2D axi-simétrico . . . . .	106
3.5.1.	Comparación del modelo desarrollado con otros modelos numéricos . . . . .	112
3.6.	Aplicación del modelo semi-analítico desarrollado en un caso industrial	116
3.6.1.	Ventajas y limitaciones de la metodología desarrollada . . . . .	120
3.7.	Conclusiones . . . . .	121
<b>4.</b>	<b>Modelo multifísico acoplado para la simulación del temple por inducción</b>	<b>123</b>
4.1.	Introducción y objetivos . . . . .	124
4.2.	Propiedades del acero 42CrMo4 . . . . .	125
4.2.1.	Microestructura inicial y composición química . . . . .	126
4.2.2.	Propiedades térmicas . . . . .	127
4.2.3.	Propiedades electromagnéticas . . . . .	128
4.2.4.	Dilatometría . . . . .	129
4.2.5.	Propiedades mecánicas . . . . .	132
4.3.	Desarrollo del modelo numérico . . . . .	134
4.3.1.	Implementación de las ecuaciones constitutivas . . . . .	136
4.4.	Validación experimental y estudio del impacto del TRIP en la generación de tensiones residuales: caso 2D axi-simétrico . . . . .	142
4.5.	Conclusiones . . . . .	147

<b>5. Influencia de las tensiones residuales derivadas del temple por inducción en el <i>rolling contact fatigue</i></b>	<b>149</b>
5.1. Introducción y objetivos . . . . .	150
5.2. Adaptación del ensayo three-ball-on-rod . . . . .	151
5.3. Fabricación y caracterización de las probetas . . . . .	155
5.3.1. Ruta de fabricación de las probetas . . . . .	156
5.3.2. Temple por inducción en <i>scanning</i> . . . . .	157
5.3.3. Selección de probetas de estudio . . . . .	160
5.4. Resultados de los ensayos experimentales de RCF . . . . .	165
5.5. Estudio numérico de vida a RCF . . . . .	173
5.5.1. Modelo de contacto RCF . . . . .	173
5.5.2. Cálculo de tensión crítica de Dang Van . . . . .	177
5.5.3. Curvas S-N sintéticas . . . . .	180
5.6. Resultados y discusión . . . . .	181
5.6.1. Comparación de las magnitudes de tensión crítica estudiadas en base a predicción de vida útil . . . . .	183
5.6.2. Comparación de las magnitudes de tensión crítica estudiadas en base a acumulación de daño según Dang Van. . . . .	185
5.7. Conclusiones . . . . .	188
<b>6. Aportaciones y líneas futuras</b>	<b>191</b>
6.1. Aportaciones generales . . . . .	192
6.2. Contribución . . . . .	195
6.3. Líneas futuras . . . . .	197
<b>Bibliografía</b>	<b>199</b>



# Lista de Figuras

1.1. Documentos publicados por año para la palabra clave <i>induction hardening</i> en la base de datos de Scopus. . . . .	3
1.2. Componentes típicamente templados por inducción (Lynch, 2019). . . . .	5
1.3. Documentos publicados por año para la palabra clave <i>rolling contact fatigue</i> en la base de datos de Scopus. . . . .	6
2.1. Diagrama de equilibrio hierro-carbono (Behera <i>et al.</i> , 2011). . . . .	11
2.2. Estructuras cristalinas a) <i>Body Centered Cubic</i> (BCC) and b) <i>Face Centered Cubic</i> (FCC) y c) <i>Body Centered Tetragonal</i> (BCT). . . . .	13
2.3. Diagrama TTA para 42CrMo4. Reproducido desde: (Krauss, 2015). . . . .	15
2.4. Diagramas TTT (a) y CCT (b) para un acero AISI 4140 (Buchmayr and Kirkaldy, 1990). . . . .	16
2.5. Clasificación de los principales tratamientos térmicos. . . . .	17
2.6. Representación esquemática de a) diagrama TTT simplificado y de los procesos de b) normalizado (rojo) y recocido (azul) ; c) temple con agua (rojo), aceite (magenta), martempering (azul) y austempering (verde) ; d) temple y revenido posterior. . . . .	19
2.7. Representación esquemática de una configuración típica de un proceso de temple por inducción y sus elementos principales. . . . .	22
2.8. Distribución habitual de las tensiones residuales tras el temple por inducción. . . . .	23
2.9. Rangos de potencia y frecuencia utilizados en tratamientos térmicos por inducción (Grum, 2013). . . . .	24
2.10. Inductores de geometrías diversas (Eldec LLC, 2017). . . . .	24

2.11. Propagación de grietas a través de las fronteras intergranulares debido a un tamaño de grano excesivo (Li <i>et al.</i> , 2015). . . . .	30
2.12. a) Inspección visual de la capa templada en pistas de rodamientos (Russell <i>et al.</i> , 2016), b) indentaciones con microdurómetro Vickers a lo largo de la capa templada y c) perfil de durezas obtenido (Walvekar and Sadeghi, 2017). . . . .	31
2.13. Micrografías de fase martensítica obtenida desde diferentes temperaturas de austenitización (Li <i>et al.</i> , 2015). . . . .	32
2.14. Clasificación de las técnicas más utilizadas para la medición de tensiones residuales en función de la profundidad de medición, la profundidad de las tensiones generadas para diferentes grupos de procesos de fabricación y efectos de las tensiones en los modos de fallo más habituales (Los Alamos National Laboratory, 2007). . . . .	33
2.15. Perfil de tensiones residuales típico caracterizado utilizando diversas técnicas no destructivas (Holmberg <i>et al.</i> , 2016). . . . .	34
2.16. Campos físicos y principales interacciones del temple por inducción. Diagrama simplificado desde (Simsir, 2014). . . . .	36
2.17. Diagrama de campos físicos más importantes que participan en el proceso y sus interacciones. . . . .	37
2.18. Caída exponencial (valores relativos) de la densidad de corriente y la densidad de potencia en un conductor excitado por corriente alterna (Rudnev <i>et al.</i> , 2017). . . . .	39
2.19. Distribución de la corriente en una configuración inductor-pieza (Rudnev <i>et al.</i> , 2017). . . . .	39
2.20. Representación de una curva de magnetización mostrando la curva real, su linearización y la permeabilidad efectiva del material ficticio. . . . .	45
2.21. Propiedades térmicas de un acero AISI 4140 templado y revenido (Schwenk <i>et al.</i> , 2013). . . . .	47
2.22. Regímenes de ebullición en un diagrama de coeficiente de convección en función de la temperatura. . . . .	48
2.23. Representación esquemática de la ley de Avrami con la ley de aditividad de Scheil (Carlone <i>et al.</i> , 2010). . . . .	51
2.24. Representación esquemática de la evolución de las tensiones durante un proceso de temple (Rudnev and Loveless, 2014b). . . . .	55



2.25. Representación esquemática de un ensayo de dilatometría en el que se marcan las temperaturas de inicio y fin de las transformaciones (Papaefthymiou <i>et al.</i> , 2019). . . . .	58
2.26. Representación esquemática del modelo bilineal (izq.) y del endurecimiento isotrópico (dcha.) (Deng, 2015). . . . .	59
2.27. Evolución de las tensiones residuales considerando (línea continua) y sin considerar (línea discontinua) el impacto del TRIP (Denis, 1996). 62	
2.28. Diagramas de flujo de los métodos de acoplamiento electromagnético - térmico por elementos finitos. a) unidireccional, b) indirecto y c) directo. . . . .	63
2.29. Diagramas de flujo de los métodos de acoplamiento térmico - metalúrgico - mecánico por elementos finitos. a) directo y b) indirecto. . .	64
2.30. Representación esquemática de un ensayo de dilatometría en el que se marcan los CET de las fases (granate) y los cambios volumétricos (azul), además de las temperaturas de inicio y fin de las transformaciones. . . . .	71
2.31. Resultados experimentales de ciclos de histéresis a diversas temperaturas para el acero 42CrMo4 (Fisk <i>et al.</i> , 2018). . . . .	73
2.32. Evolución del fallo por RCF iniciado en el punto marcado en rojo (Morales-Espejel and Gabelli, 2015a). . . . .	74
2.33. Tipos de fallos generados en el RCF en función de su origen (Symonds, 2020). . . . .	75
2.34. a) Red de grietas subsuperficiales ( <i>spalling</i> ) generadas en el RCF y b) evolución del fallo por RCF según el mecanismo de <i>pitting</i> (Sadeghi <i>et al.</i> , 2009). . . . .	76
2.35. Ciclo de carga multiaxial en un punto subsuperficial de una pieza sometida a cargas cíclicas por contacto. Fuente: (Sadeghi <i>et al.</i> , 2009). 77	
2.36. Distribución de la presión según el modelo de Hertz y distribución de las tensiones de cortadura en el interior de la pieza. . . . .	78
2.37. a) Fallos por RCF en elementos de rodamientos de turbinas del sector aeronáutico (Nygaard, 2015) y b) rotura extensa por RCF en la pista de rodadura en un rodamiento de <i>pitch</i> (Lopez <i>et al.</i> , 2019). . . . .	79
2.38. Alteraciones de la microestructura durante el RCF a) WEA, b) DER y c) WEB (Fu and Rivera-Díaz-del Castillo, 2018). . . . .	79

2.39. Representación gráfica del criterio de Dang Van bajo una trayectoria de carga aleatoria (en verde). . . . .	85
2.40. Representación del límite de fallo según Tresca. $\sigma_Y$ indica límite elástico. . . . .	87
2.41. Distribución de tensiones de cortadura ortogonal en un contacto bola-cilindro (Pandkar <i>et al.</i> , 2015). . . . .	88
2.42. Representación de los planos octaédricos. . . . .	89
2.43. Principales ensayos de contacto puntual (Michalczewski <i>et al.</i> , 2012). . . . .	89
2.44. Representación esquemática del ensayo <i>three-ball-on-rod</i> (modificado desde (Glover, 1981)). . . . .	90
3.1. Curvas de histéresis medidas experimentalmente (Schwenk <i>et al.</i> , 2012) a diferentes temperaturas junto con sus curvas ajustadas para 42CrMo4. . . . .	98
3.2. Diagrama de flujo de la metodología propuesta. . . . .	100
3.3. a) Cálculo de la dirección normal en cada nodo superficial y b) malla local generada para el cálculo semi-analítico, con una profundidad de dos veces el <i>skin depth</i> . Por simplicidad, se ha representado un número de nodos y elementos inferior al utilizado en la metodología. . . . .	101
3.4. Geometrías utilizadas en el estudio numérico del modificador térmico. Se muestran las geometrías a) 1, b) 2 y c) 3. . . . .	104
3.5. a) Intensidad del campo magnético normalizado en función de la temperatura para varias geometrías, frecuencias e intensidades de corriente. El modificador térmico ( <i>TM</i> ) se muestra en una línea negra sólida. b) muestra las líneas de campo electromagnético generado para la geometría 1. El punto rojo en la superficie de la pieza indica el punto en el que se ha obtenido la gráfica a). . . . .	104
3.6. Geometría y dimensiones del caso de estudio. . . . .	106
3.7. <i>Setup</i> experimental durante el calentamiento (a) y posicionamiento de los termopares en la superficie de la pieza (b). . . . .	107
3.8. Evolución de la temperatura (arriba), corriente (abajo izquierda) y frecuencia (abajo derecha) durante los experimentos de calentamiento por inducción, en los que se muestran el valor medio y la desviación estándar tras 10 ensayos experimentales. . . . .	108
3.9. Malla de los modelos electromagnético (arriba) y térmico (abajo) para la metodología desarrollada. . . . .	109

3.10. Evolución experimental y numérica de la temperaturas en el punto central de la probeta de estudio. . . . .	109
3.11. Capa de temple experimental (a) y predicción numérica (b), con la zona totalmente endurecida en rojo y zona de transición en verde y mediciones de dureza Vickers y fracción de austenita simulada en la dirección radial de la pieza (c). . . . .	111
3.12. Imágenes de Microscopio Óptico con aumento 500x de la zona templada (izquierda) y núcleo no templado (derecha). . . . .	112
3.13. Comparación de modelos en base a la evolución de la temperatura en el punto T1 respecto al tiempo. . . . .	114
3.14. Geometría de rodamiento de <i>pitch</i> (izquierda) y su sección transversal (derecha), con el área de estudio marcado en rojo. El área marcado en negro indica la profundidad de la capa templada. . . . .	116
3.15. Objetos de estudio (a), campo magnético generado (b), malla FEM en la sección del rodamiento (c) y en el cuerpo entero (d). Puntos de estudio marcados en rojo en (d). . . . .	117
3.16. Evolución de la temperatura durante el temple en <i>scanning</i> de una pista de rodamiento. . . . .	118
3.17. Fracción de austenita transformada durante el temple en <i>scanning</i> de una pista de rodamiento calculada con a) modelo semi-analítico y b) Flux. . . . .	119
3.18. Comparación de la evolución de la temperatura en diferentes puntos, calculados mediante el modelo semi-analítico y el <i>software</i> comercial Flux. . . . .	119
4.1. Imagen de la probeta tras la Espectrometría de Emisión Óptica. . . . .	126
4.2. Microestructura inicial con aumentos de (a) 100x y (b) 200x tras un ataque con Nital. . . . .	127
4.3. Propiedades térmicas del 42CrMo4 en función de la temperatura: calor específico y conductividad térmica. . . . .	128
4.4. Probeta de dilatometría (derecha) y probeta preparada para microscopía óptica y medición de durezas (izquierda). . . . .	129
4.5. Representación gráfica de los ensayos de dilatometría realizados, donde $T_\gamma$ y $t_\gamma$ hacen referencia a la temperatura y tiempo de mantenimiento en fase austenítica y CR es la velocidad de enfriamiento. . . . .	130

4.6. Resultado de un ensayo de dilatometría con una velocidad de enfriamiento de 50°C en la que se obtiene únicamente fase martensítica. . . . .	131
4.7. repetitividad obtenida durante el calentamiento (a) y enfriamiento (b) en los ensayos de dilatometría en los que se obtiene únicamente estructura martensítica. . . . .	131
4.8. CET equivalente considerando la expansión térmica y el cambio volumétrico derivado de la transformación microestructural. . . . .	132
4.9. Diagrama CCT construido experimentalmente (línea discontinua) junto con el diagrama TTT calculado (línea continua). Las curvas de enfriamiento se muestran junto con su velocidad de enfriamiento en [°C/s]. F/P denota mezcla de fases ferrita y martensita. . . . .	133
4.10. Módulo de Young según (Quagliato <i>et al.</i> , 2018) (línea continua) y límite elástico para austenita y martensita en función de la temperatura. . . . .	134
4.11. Algoritmo de cálculo utilizado para el cálculo acoplado electromagnético - térmico - microestructural - mecánico. La estrategia semi-analítica se utiliza para resolver el problema electromagnético - térmico. . . . .	135
4.12. Valor medio de la temperatura medida experimentalmente durante el enfriamiento (izquierda) y coeficiente de convección calculado en función de la temperatura de la superficie (derecha). . . . .	136
4.13. Algoritmo de cálculo con subrutinas. . . . .	137
4.14. Algoritmo de cálculo de la subrutina USERMAT desarrollada. . . . .	139
4.15. Algoritmo de cálculo de la subrutina USERTHSTRAIN desarrollada. . . . .	140
4.16. (a) Representación esquemática de la geometría y la malla utilizada para el modelo termo-mecánico, (b) Temperaturas [°C] pico obtenidas tras el calentamiento por inducción, (c) fracción final de martensita y (d) tensiones residuales [MPa] en la dirección axial. . . . .	143
4.17. Microestructura obtenida en las probetas templadas por inducción: a) zona de transición entre la capa templada y el núcleo (50x), b) martensita en la zona cercana a la superficie, c) zona de transición y d) núcleo no templado en el que se observa el bandeo. Microscopio óptico (500x) tras ataque con Nital 3%. . . . .	144
4.18. Distribución de la dureza simulada y medida experimentalmente. . . . .	145

4.19. Evolución de tensiones en la dirección axial en la superficie y en el núcleo. Se comparan los resultados obtenidos con (negro) y sin (rojo) considerar el TRIP en el modelo numérico. . . . .	146
4.20. Distribución de las tensiones residuales en la dirección axial simuladas numéricamente y medidas experimentalmente [MPa]. . . . .	147
5.1. Diseño del banco de ensayos original. . . . .	152
5.2. Diseño del banco de ensayos adaptado para el ensayo <i>three-ball-on-rod</i> . . . . .	153
5.3. Modelo trigonométrico para el cálculo de la fuerza ejercida por las bolas sobre el cilindro. . . . .	154
5.4. Representación esquemática del ensayo modificado (a) y una fotografía del banco de ensayos (b). . . . .	154
5.5. Ruta de fabricación de las probetas de RCF. . . . .	156
5.6. Tensiones residuales en direcciones axial y tangencial en el material base (2 mediciones). . . . .	157
5.7. Proceso de temple por inducción en <i>scanning</i> (a) y representación esquemática del proceso con los elementos más importantes (b). . . . .	158
5.8. Curvas de enfriamiento obtenidas para diferentes concentraciones del polímero AQUACOOOL VSL-FF (información obtenida del fabricante). . . . .	159
5.9. Evolución de la temperatura en la superficie para la probetas con porcentajes de polímero del 4% (izquierda) y 12% (derecha). . . . .	159
5.10. Malla utilizada para el cálculo del temple por inducción en <i>scanning</i> para la probeta de estudio. . . . .	160
5.11. Tensiones residuales calculadas en la dirección axial para las probetas A (a) y B (b) mostradas en una sección transversal. . . . .	161
5.12. Tensiones residuales axiales medidas en las probetas templadas por inducción. Se muestra el promedio de las medidas realizadas para cada tipo de probeta. . . . .	162
5.13. Tensiones residuales axiales medidas y calculadas en las probetas seleccionadas para el estudio RCF. Se muestran el promedio y la desviación de las medidas realizadas. . . . .	163
5.14. Tensiones residuales medidas antes y después del rectificado en probetas A. . . . .	164

5.15. a) Microestructura en la zona de transición entre la capa templada y el núcleo de la probeta y b) probeta cortada en la dirección transversal en la que la capa templada se observa de color oscuro para las probetas de 2 mm (izquierda) y 4 mm (derecha). La dirección de medición de la dureza se ha marcado en líneas rojas. . . . .	164
5.16. Dureza Vickers en las cuatro probetas templadas por inducción. . . . .	165
5.17. Probetas y bola tras ensayo RCF. Se muestran detalles de desprendimientos en bola (izquierda) y pista de ensayo (derecha). . . . .	167
5.18. Microscopía óptica de una probeta A sin desprendimiento por RCF (aumento 50x) en el que se observa un DER junto con una imagen superpuesta de la deformación plástica obtenida mediante el modelo numérico. . . . .	168
5.19. Microscopía óptica de una probeta B fragmentada. a) inicio del desprendimiento, b) detalle de la zona inmediatamente después del inicio del fragmento (50x aumentos), c) y d) superficies plastificadas en forma de olas en la zona plastificada tras seguir el ensayo una vez se ha desprendido el fragmento inicial (50x aumentos). . . . .	169
5.20. <i>Plastic pitting</i> en la pista de rodadura de la tapa inferior. . . . .	169
5.21. Topografía de la zona de fragmentación en una probeta B (a) junto con las mediciones en cuatro trayectorias marcadas (b). . . . .	170
5.22. Probeta B tras preparación de superficie (la zona oscura indica la capa templada) junto con microscopías ópticas en las zonas A, B y C marcadas. La zona delimitada entre los puntos B y C han sufrido fragmentación por RCF. . . . .	172
5.23. Diagrama de flujo del procedimiento desarrollado para el estudio de vida numérico. Las cajas verdes indican modelado por elementos finitos y las cajas naranjas indican cálculos en Matlab. . . . .	174
5.24. Malla utilizada en el modelo elastoplástico. La capa templada se muestra en naranja en (b), representando la región en la que las propiedades mecánicas difieren del núcleo. . . . .	175
5.25. Distribución de tensiones [MPa] bajo la carga de contacto: (a) von Mises, (b) Tresca, (c) cortadura ortogonal y (d) cortadura octaédrica. La línea discontinua en (a) indica la trayectoria de carga. . . . .	177
5.26. Ciclo de carga en el que se muestran la tensión de von Mises, cortadura (plano XZ) y normales en x, y, z. . . . .	178

5.27. Diagrama de Dang Van con los pares $(\tau, \sigma_H)$ en el volumen de estudio seleccionado. Las filas se refieren a: (1) probeta A, (2) probeta A sin tensiones residuales, (3) probeta B y (4) probeta B sin tensiones residuales. Las columnas indican Tresca (izquierda), cortadura ortogonal (central) y cortadura octaédrica (derecha). . . . .	179
5.28. Curvas S-N sintéticas calculadas para el caso uniaxial (líneas continuas) y cortante (líneas discontinuas) para durezas de 724 HV y 675 HV, calculadas utilizando el procedimiento GL. . . . .	181
5.29. Procedimiento de cálculo utilizado para calcular la curva S-N sintética. Fuente: (Germanischer Lloyd, 2010) . . . . .	182
5.30. Resultados calculados y obtenidos experimentalmente para las probetas A (columna izquierda) y B (columna derecha) mostrados en curvas S-N obtenidas, incluyendo probetas teóricas sin tensiones residuales. Las tensiones de cortadura críticas de Dang Van se han obtenido utilizando las magnitudes de tensión: Tresca (a,d), cortadura ortogonal (b,e) y cortadura octaédrica (c,f). . . . .	185
5.31. Distribución del daño en las probetas A: a) Tresca, b) cortadura ortogonal, c) cortadura octaédrica y B: d) Tresca, e) cortadura ortogonal, f) cortadura octaédrica. Todos los puntos representados en rojo tienen un valor de daño superior a 1. La localización del daño máximo se ha marcado con una cruz negra en cada caso. El daño máximo obtenido se muestra bajo la figura correspondiente a cada magnitud de cortadura. . . . .	186





# Lista de Tablas

2.1. Funciones $g(f)$ más utilizadas en la literatura . . . . .	61
3.1. Diferencia de temperatura media y máxima para los modelos comparados. . . . .	115
4.1. Composición química del acero 42CrMo4 caracterizado mediante Espectrometría de Emisión Óptica. Los valores se dan en porcentaje másico. . . . .	127
4.2. Resultados del análisis de dureza posterior a los ensayos de dilatometría. . . . .	130
5.1. Parámetros más importantes del estudio trigonométrico junto con su valor. . . . .	155
5.2. Resumen de los parámetros del temple por inducción para cada tipo de probeta. . . . .	158
5.3. Número de ciclos hasta rotura obtenidos experimentalmente en los ensayos RCF. Las probetas A se han considerado <i>runout</i> tras 10M de ciclos. . . . .	165
5.4. Resumen de las propiedades mecánicas del 42CrMo4 en función de su dureza. . . . .	176
5.5. Resumen del número de ciclos obtenidos numérica y experimentalmente según las tres magnitudes de tensión crítica. ND indica que no hay datos disponibles. NTR indica una pieza sin tensiones residuales.	181
5.6. Resumen del daño máximo y profundidad de daño (en mm) según las tres magnitudes de cortadura críticas. . . . .	187



## Lista de abreviaciones

ASC: *Analytical Saturation Curve.*  
BCC: *Body Centered Cubic.*  
BCT: *Body Centered Tetragonal.*  
BEM: *Boundary Element Method.*  
CCT: *Continuos-Cooling-Transformation.*  
CET: *Coefficiente de Expansión Térmica.*  
DER: *Dark Etching Region.*  
DSC: *Differential Scanning Calorimetry.*  
EHD: *Elasto-hidrodinámica.*  
FCC: *Face Centered Cubic.*  
FEM: *Finite Element Method.*  
FDM: *Finite Difference Method.*  
FRX: *Fluorescencia de Rayos X.*  
FVM: *Finite Volume Method.*  
GL: *Germanischer-Lloyd.*  
HTC: *Heat Transfer Coefficient.*  
IHD: *Incremental Hole Drilling.*  
JMAK: *Johnson-Mehl-Avrami-Komogorov.*  
KM: *Koistinen y Marburger.*  
LER: *Light Etching Region.*  
LP: *Lundberg-Palmer.*  
MO: *Microscopio Óptico.*  
ND: *Neutron Diffraction.*  
NTR: *No Tensiones Residuales.*  
OES: *Optical Emission Spectroscopy.*  
PAGB: *Prior Austenite Grain Boundaries.*  
RCF: *Rolling Contact Fatigue.*  
SEM: *Scanning Electron Microscope.*  
SSPT: *Solid-State Phase Transformations.*  
TRIP: *Transformation induced plasticity.*  
TR: *Tensiones Residuales.*  
TTA: *Time-Temperature-Austenitization.*  
TTT: *Time-Temperature-Transformation.*  
WEA: *White Etching Area.*  
WEB: *White Etching Bands.*  
XRD: *X Ray Diffraction.*



## Lista de símbolos

### Latinos:

$\vec{A}$ : Potencial magnético vectorial.

$AC_1$ : Temperatura de inicio de austenización.

$AC_3$ : Temperatura de fin de austenización.

$a$ : Parámetro de difusión del modelo de Avrami.

$a_{DV}$ : Parámetro del modelo de Dang Van.

$\vec{B}$ : Densidad de flujo magnético.

$\vec{B}_\infty$ : Densidad de flujo magnético en un solenoide con núcleo de aire y longitud infinita.

$c_p$ : Calor específico.

$\vec{D}$ : Densidad de flujo eléctrico.

$d$ : Daño.

$\vec{E}$ : Intensidad del campo eléctrico.

$E$ : Módulo de Young.

$E_T$ : Módulo tangente.

$F$ : Fracción de fase microestructural en el diagrama TTT.

$f$ : Fracción de fase microestructural.

$f$ : Frecuencia.

$g$ : Tamaño de grano.

$g_0$ : Tamaño de grano inicial.

$H$ : Entalpía.

$\vec{H}$ : Intensidad del campo magnético.

$\vec{H}_S$ : Intensidad de campo magnético en la superficie.

$h$ : Coeficiente de convección.

$I$ : Intensidad de corriente.

$I_1$ : Primera invariante del tensor de tensiones.

$i$ : Fase microestructural.

$J_2$ : Segunda invariante del tensor de tensiones.

$\vec{J}$ : Densidad de corriente.

$\vec{J}_S$ : Densidad de corriente en la superficie.

$j$ : Instante de tiempo.

$k$ : Constante de crecimiento de grano.

$k$ : Coeficiente de ajuste del modelo de Koistinen y Marburger.

$l$ : Longitud del solenoide.

$M_S$ : Temperatura de inicio de martensita.

$n$ : Factor de potencia

$n$ : Exponente de transformación.  
 $N$ : Número de espiras del solenoide.  
 $P$ : Propiedad del material.  
 $P_W$ : Potencia total en la pieza.  
 $R$ : Constante universal de los gases.  
 $R$ : Rango de tensiones.  
 $R_W$ : Resistencia eléctrica total de la pieza.  
 $Q$ : Energía de activación.  
 $T$ : Temperatura.  
 $t$ : Tiempo.  
 $\dot{Q}$ : Calor volumétrico generado.

### Griegos:

$\alpha$ : Ferrita.  
 $\alpha_b$ : Bainita.  
 $\alpha'$ : Martensita.  
 $\delta$ : Profundidad de penetración o *skin depth*.  
 $\varepsilon_{ij}^{el}$ : Deformación elástica  
 $\varepsilon_{ij}^{th}$ : Deformación térmica  
 $\varepsilon_{ij}^{tr}$ : Deformación de transformación  
 $\varepsilon_{ij}^{pl}$ : Deformación plástica  
 $\varepsilon_{ij}^{tp}$ : Plasticidad inducida por la transformación  
 $\gamma$ : Austenita.  
 $\kappa$ : Conductividad térmica.  
 $\mu_0$ : Permeabilidad magnética del vacío.  
 $\mu_r$ : Permeabilidad magnética relativa.  
 $\nu$ : Ratio de Poisson.  
 $\rho$ : Resistividad eléctrica.  
 $\rho$ : Densidad.  
 $\sigma$ : Conductividad eléctrica.  
 $\sigma$ : Tensión.  
 $\sigma_{-1}$ : Límite de fatiga en tensión-compresión alterna.  
 $\sigma_H$ : Tensión hidrostática.  
 $\sigma_Y$ : Límite elástico.  
 $\sigma_{Y_0}$ : Límite elástico inicial.  
 $\tau$ : Tensión de cortadura.

$\sigma_i$ : Tensiones principales ( $i = 1, 2, 3$ ).  
 $\tau_{\max}$ : Tensión de cortadura máxima (Tresca).  
 $\tau_{\text{oct}}$ : Tensión de cortadura octaédrica.  
 $\tau_e$ : Límite de fatiga en cortadura pura.  
 $\tau_{-1}$ : Límite de fatiga en torsión alterna.

**Subíndices:**

$()_B$ : Bainita.  
 $()_C$ : Inductor.  
 $()_{DV}$ : Dang Van.  
 $()_{\text{ex}}$ : Exterior.  
 $()_f$ : Fin de transformación.  
 $()_{\text{fict}}$ : Ficticio.  
 $()_{FP}$ : Ferrita y perlita.  
 $()_i$ : Fase microestructural.  
 $()_M$ : Martensita.  
 $()_S$ : Superficie.  
 $()_s$ : Inicio de transformación.  
 $()_{\text{ref}}$ : Referencia.  
 $()_w$ : Pieza.





# Capítulo 1

## Introducción

**Resumen:** *El temple por inducción es un proceso ampliamente utilizado en la industria debido a las ventajas que ofrece respecto a otros tratamientos térmicos convencionales. Generalmente, se aplica a componentes críticos que en servicio son sometidos a altas cargas y contactos superficiales, por lo que se requiere de una elevada dureza en la zona superficial. Sin embargo, la simulación numérica de este proceso de fabricación y la implicación que éste tiene en el comportamiento en servicio de los componentes templados suponen un reto al que se están dirigiendo esfuerzos por parte de los agentes industriales y centros de investigación en los últimos años. En este capítulo, se expone el contexto y la motivación de esta tesis doctoral. Posteriormente, se presentan los objetivos que se han fijado, que dan respuesta a las necesidades identificadas en la revisión de la literatura existente. Por último, se presenta la estructura general del documento.*

## 1.1. Introducción

Los tratamientos térmicos han estado presentes no sólo en la industria sino también en la sociedad desde la antigüedad. Como muchos otros avances tecnológicos, los tratamientos térmicos en el acero se llevaron a cabo por primera vez en aplicaciones bélicas con el fin de mejorar el afilado, la dureza y la resistencia del armamento. Los tratamientos térmicos fueron utilizados por los griegos y los romanos, que desarrollaron técnicas de transformación microestructural controlada para aplicaciones de endurecimiento, investigando diversos medios de temple. Los herreros de la Edad Media ya dominaban las técnicas de endurecimiento del acero, como el temple y el revenido, sumergiendo sus espadas de acero al rojo vivo en agua fría o en materiales y fluidos biológicos. Las ventajas de las armas y los escudos endurecidos se extendieron rápidamente por todo el mundo y los científicos comenzaron a estudiar el proceso a finales del siglo XVI (Vanpaemel, 1982).

Las transformaciones metalúrgicas controladas se importaron más tarde a otros campos, especialmente aplicadas a componentes metálicos críticos en la industria. Aunque se podría pensar que los tratamientos térmicos se realizan siempre para endurecer y mejorar las propiedades del material, los materiales que se someten a transformaciones microestructurales también pueden volverse más blandos y dúctiles, dependiendo de la dinámica del proceso y los requisitos establecidos para el componente. En el caso del temple en aceros de baja aleación, su objetivo es el de obtener un material con una dureza elevada. Para poder aplicar este proceso, el material se ha de calentar a altas temperaturas (generalmente por encima de 800 °C) y posteriormente se fuerza un enfriamiento rápido, que favorece la transformación de la microestructura del material para obtener fase martensítica, que aporta una gran dureza al material.

En lo que respecta al calentamiento, históricamente se ha realizado a través de la introducción de la pieza al fuego o en hornos, especialmente a escala industrial. Faraday descubrió la inducción electromagnética en 1831 mientras realizaba experimentos en su laboratorio. En las décadas siguientes, el efecto de inducción electromagnética se utilizó en el desarrollo de transformadores, siendo el calentamiento de los componentes un simple efecto secundario que requería sistemas de disipación de calor para su correcto funcionamiento. Sin embargo, a finales del siglo XIX y principios del siglo XX, se comenzó con la experimentación para poder calentar metal a través de la inducción electromagnética, consiguiendo fundir metales a pesar de las limitaciones de potencia existentes en la época. A partir de los años 30, se comenzó a utilizar esta tecnología para realizar tratamientos térmicos super-

ficiales, sobretudo para el sector de la automoción. Posteriormente, el temple por inducción se fue estableciendo en la industria a medida que avanzaba la tecnología de semiconductores que permitía trabajar a altos voltajes y frecuencias (Rudnev and Loveless, 2014b).

En las últimas décadas, el interés industrial y académico en este tratamiento térmico ha aumentado debido a las ventajas que ofrece. El número de documentos publicados en revistas de alto impacto según la base de datos de Scopus con la palabra clave *induction hardening* mostrado en la Figura 1.1 es un indicativo claro del interés creciente en el temple por inducción.

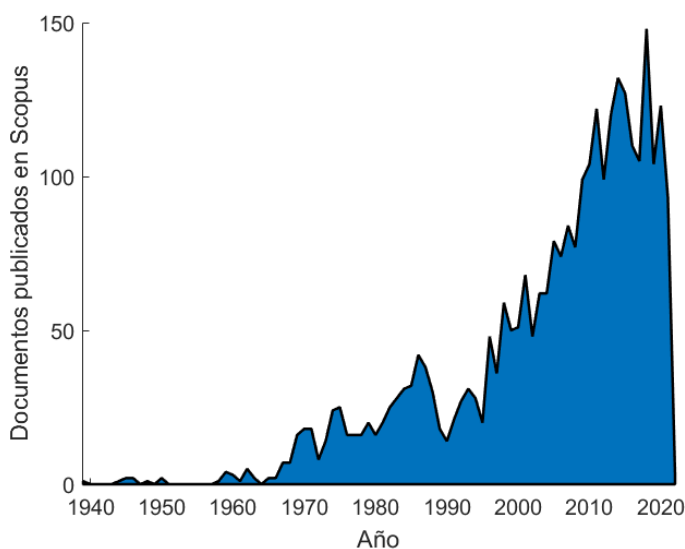


Figura 1.1: Documentos publicados por año para la palabra clave *induction hardening* en la base de datos de Scopus.

## 1.2. Contexto industrial: ventajas y retos

El temple por inducción ofrece una serie de ventajas respecto a otros tipos de tratamientos, tanto químicos, físicos, como térmicos, que hacen que el interés de la industria en este proceso vaya en aumento (Grum, 2013; ASM International, 1991; Hardening and Steels, 2015):

- Alta eficiencia energética (hasta un 95 %).

- Elevada repetitividad y productividad.
- Tiempos de proceso muy cortos. Posibilidad de integrar en una línea de producción porque el endurecimiento se logra en segundos.
- Alta resistencia a la fatiga y mayor dureza con menor distorsión.
- Proceso fácil de automatizar y controlar, incluso para endurecimiento localizado.
- Tamaño reducido y condiciones de trabajo silenciosas y limpias.

Por las ventajas que ofrece, este proceso de fabricación es un candidato interesante para dar respuesta a los principales retos planteados en el plan estratégico Horizon Europe para el entorno industrial: digitalización de los procesos de fabricación, eficiencia energética y fabricación verde, Industria 4.0 y cero defectos, entre otros. En la literatura se pueden encontrar casos de estudio que demuestran las ventajas que ofrece este proceso. En el estudio presentado por Brill and Schaefer (Brill and Schaefer, 2015) se compara el temple por inducción con un carburizado clásico en ejes de automoción. El coste total para carburizar 8 toneladas de piezas es de 1353\$, con un tiempo de proceso de 46 h. Sin embargo, el templado y revenido por inducción de un eje es de 20 s para completar todo el proceso, llegando a producir 8 toneladas de piezas en 15 h con un coste total de 150 \$, reduciendo el tiempo de proceso casi en un 68 % y el coste asociado en un 90 %. Vairamohan (Vairamohan, 2014) presenta un caso de estudio en el que se sustituye el calentamiento en hornos por el proceso de inducción para rodamientos del sector ferroviario. En el caso de estudio presentado, se sustituye el calentamiento en hornos de gas realizado previamente por un sistema de calentamiento por inducción de elevada potencia (2500 kW) a baja frecuencia, con una inversión inicial de 600.000 \$. Como resultado, se redujo el coste total por tonelada en un 15-30 %, ofreciendo un tiempo de retorno de inversión inferior a 1,25 años, reduciendo además en un 50 % el tiempo de trabajo directo y de mantenimiento. En lo que respecta a la reducción de defectivos y operaciones secundarias que fueron eliminadas, se obtuvo una reducción del 75 %. Estos ejemplos resumen las ventajas que indudablemente ofrece el proceso de temple por inducción y ponen el foco en la implantación del mismo en la industria.

La gran mayoría de componentes de alto rendimiento se tratan térmicamente en algún momento de su proceso de fabricación. Según Simsir (Simsir, 2014), aunque los tratamientos térmicos son un proceso clave en la fabricación de estos componentes, son también una de las mayores causas de rechazo de piezas, por lo que son procesos a los que se les dedican tiempo y recursos económicos por su criticidad.

El temple por inducción se aplica normalmente en los pasos finales de la fabricación de componentes críticos que serán sometidos a grandes solicitaciones de carga junto a contactos que pueden generar desgastes. Las aplicaciones más significativas del proceso de temple por inducción son componentes del sector de la automoción (engranajes, piñones, árboles de levas, cigüeñales, componentes de los sistemas de transmisión y dirección...) junto con el sector de la energía eólica, especialmente en rodamientos y engranajes de gran tamaño (Rudnev *et al.*, 2017). Por lo general, estos componentes se templen superficialmente y requieren unas profundidades de temple específicas en base a su tamaño y geometría, pudiendo ser de varios cientos de micras hasta profundidades de unos 10 mm. La Figura 1.2 muestra componentes típicamente templados por inducción.



Figura 1.2: Componentes típicamente templados por inducción (Lynch, 2019).

El diseño del proceso de temple por inducción en estos componentes está, sin embargo, limitado al *know-how* de los técnicos y a la experiencia previa de los agentes del sector, ya que la simulación numérica de este proceso no está extendida en la industria por su elevada dificultad (Candéo *et al.*, 2011; Simsir, 2014; Rudnev and Loveless, 2014b). Este hecho hace que la simulación numérica sea clave en el desarrollo del proceso y su optimización.

Los componentes que se templen por inducción generalmente están sujetos a cargas cíclicas elevadas y contactos de alta presión en la superficie, por lo que su comportamiento en servicio puede estar sujeto al fallo por fatiga del material. En el caso particular de los rodamientos y engranajes, un fallo típico es el *rolling contact fatigue* (RCF) o la fatiga por contacto de rodadura, en la que se genera una fragmentación de la superficie de contacto que afecta al funcionamiento del

sistema. Aunque el RCF es un modo de fallo crítico en rodamientos y engranajes, puede tomar especial relevancia en otros sectores como el ferroviario, en la que un fallo por RCF puede ser devastador. Un ejemplo claro es el accidente ocurrido en Hatfield (Inglaterra) en el año 2000. A lo largo de los años, se generó fallo por RCF que no se detectó en las vías del tren, produciendo desprendimientos de zonas extensas de la superficie (hasta 100 mm de largo con 5 mm de profundidad), lo que causó el descarrilamiento del tren provocando un gran número de heridos e incluso la muerte de varias personas. Este accidente motivó la regulación del fallo por RCF y el estudio en profundidad de este tipo de fallo. Además, los nuevos desarrollos en el tipo de componentes sujetos a RCF (por ejemplo, trenes de mayor carga, eólicas de mayores dimensiones y solicitaciones más elevadas) hacen que este fallo tome especial relevancia. El número de documentos publicados en revistas de alto impacto según la base de datos de Scopus con la palabra clave *rolling contact fatigue* mostrado en la Figura 1.3 es un indicativo claro del interés creciente en el fallo por RCF, en el que se ve un aumento notable a partir del año 2000.

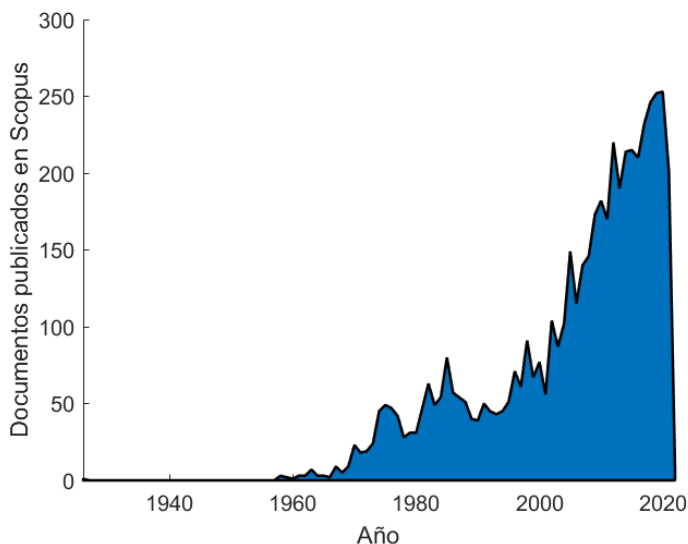


Figura 1.3: Documentos publicados por año para la palabra clave *rolling contact fatigue* en la base de datos de Scopus.

A pesar de que las tensiones residuales afectan al comportamiento de un componente en servicio, las especificaciones requeridas en procesos de temple por inducción residen habitualmente en la profundidad de la capa templada y la dureza de

ésta, dejando de lado la aportación que las tensiones residuales generadas pueden ejercer de cara al fallo por fatiga o sollicitaciones extremas. Por lo tanto, considerar las tensiones residuales y con ello, el beneficio que éstas ofrecen, no es un proceso habitual en los análisis numéricos de vida a fatiga, ya que habitualmente se desconoce el nivel de tensiones residuales obtenidas en los componentes. Uno de los retos a los que se enfrenta la industria actualmente es la de diseñar nuevos componentes con mayores sollicitaciones de carga. Para dar respuesta a esta problemática, considerar las tensiones residuales en los análisis a fatiga podría mejorar las predicciones de vida realizadas, evitando un sobre-dimensionamiento innecesario de estos componentes.

### 1.3. Objetivos

El principal objetivo de esta tesis doctoral es el desarrollo de un modelo de simulación en el *software* ANSYS que sea capaz de predecir la generación de tensiones residuales derivadas del proceso de temple por inducción. Puesto que la relación entre las tensiones residuales generadas por el temple por inducción y el comportamiento de los componentes ante cargas que generan fallo por RCF no está ampliamente estudiado, se ha establecido un segundo objetivo, que pretende dar respuesta a esta cuestión. De esta forma, se han establecido los siguientes objetivos:

- Desarrollar un modelo de calentamiento por inducción computacionalmente eficiente, que permita evaluar casos de estudio de forma rápida, ofreciendo la posibilidad de realizar estudios numéricos para la optimización o la puesta en marcha de un proceso de temple por inducción. Este modelo se ha de validar mediante análisis experimentales.
- Desarrollar un modelo multifísico acoplado incluyendo la generación de tensiones residuales y evolución de microestructura y dureza en el *software* de cálculo ANSYS. Se estudiará el impacto de los diferentes modelos de cálculo y los componentes de generación de tensiones residuales en la predicción numérica.
- Estudiar la influencia de las tensiones residuales generadas en el temple por inducción en la fatiga por rodadura o *rolling contact fatigue*. Para ello, se ha de realizar una búsqueda para dar con un ensayo tipo que pueda incorporarse al banco de ensayos existente en Ikerlan. La influencia de las tensiones residuales se estudiará de forma experimental y numérica, calculando las tensiones

aplicadas con el modelo multiaxial de Dang Van. Se estudiará la idoneidad de tres magnitudes de cortadura crítica diferentes en función de la predicción de vida útil y la localización del daño máximo.

## 1.4. Estructura del documento

El documento se estructura en varios capítulos en los que se tratará de dar respuesta a los objetivos planteados:

- **Capítulo 2:** En este capítulo se establece el marco teórico y se realiza una profunda revisión del estado del arte, identificando las necesidades encontradas.
- **Capítulo 3:** En este capítulo se presenta el desarrollo de un método de cálculo eficiente para el calentamiento por inducción basado en un modelo semi-analítico. Posteriormente, se muestra la validación experimental y numérica del modelo desarrollado, junto con una comparación de los resultados obtenidos utilizando otros *softwares* de simulación multifísica en términos de tiempo computacional y predicción.
- **Capítulo 4:** En este capítulo se muestra el desarrollo de un modelo de cálculo multifísico acoplado para resolver el problema del temple por inducción, que permite calcular las transformaciones microestructurales, la dureza y las tensiones residuales generadas durante el proceso. También se analiza el impacto de la plasticidad TRIP en la predicción de las tensiones residuales.
- **Capítulo 5:** En este capítulo se estudia la influencia de las tensiones residuales generadas por el temple por inducción en el *rolling contact fatigue*. Para ello, se desarrolla una metodología de cálculo de vida a fatiga considerando las tensiones residuales. A su vez, se realiza un estudio experimental en el que se comparan las vidas obtenidas en probetas con diferentes perfiles de tensiones residuales. Se comparan tres magnitudes de tensión de cortadura que, aplicadas en el criterio multiaxial de Dang Van, ofrecen resultados de predicción de vida útil y localización del daño máximo.
- **Capítulo 6:** En este capítulo se resumen las conclusiones obtenidas en el desarrollo de esta tesis doctoral, se presentan las principales aportaciones realizadas y se marcan las líneas futuras que den continuidad al estudio realizado.



## Capítulo 2

# Estado del arte y marco teórico

**Resumen:** *En este capítulo se establece el marco teórico en el que se basan el temple por inducción y su simulación y se recogen los aspectos más relevantes del proceso, así como el resultado de la revisión del estado del arte. Se tratan principalmente los modelos analíticos y numéricos de los campos físicos que toman parte en el temple por inducción y las tensiones residuales, haciendo hincapié en el origen de su formación y su efecto en la vida a fatiga de los componentes.*

## 2.1. Tratamientos térmicos e ingeniería de superficies

El principio básico de un tratamiento térmico consiste en calentar un componente hasta las temperaturas requeridas (normalmente alrededor de 850 °C para aplicaciones de endurecimiento en aceros) y posteriormente enfriar la pieza para conseguir los resultados deseados, que pueden ser endurecimiento, ablandamiento, homogeneización de tensiones o microestructuras, entre otros. Dependiendo de las velocidades de calentamiento y enfriamiento, así como de las temperaturas alcanzadas o los tiempos de mantenimiento, el resultado del proceso puede ser completamente diferente. Generalmente, al aplicar un tratamiento térmico a una aleación de hierro y carbono, se espera que se produzcan transformaciones microestructurales.

### 2.1.1. Microestructura del acero

Los aceros están compuestos principalmente por hierro y carbono, con pequeñas trazas de otros elementos de aleación en función de los requisitos del material y de su proceso de producción. La Figura 2.1 muestra un diagrama de equilibrio hierro-carbono, que describe las temperaturas críticas y las fases microestructurales de las aleaciones en función de su contenido en carbono. Es común en la literatura y en la industria distinguir dos tipos de aleaciones hierro-carbono: los aceros por debajo de aproximadamente el 2 % de peso de carbono y las fundiciones por encima de este valor. Entre los aceros, podemos distinguir aleaciones hipoeutectoides e hipereutectoides, en función de su contenido en carbono. El punto eutectoide se define en un contenido en carbono del 0.77 %, aunque a nivel industrial se considera un rango más amplio que varía entre 0.76 % y 0.8 % (Rudnev *et al.*, 2017; Krauss, 2015).

### Fases microestructurales y estructuras cristalinas del acero

Desde el punto de vista microscópico, el acero puede mostrar diferentes disposiciones en función de la dinámica del proceso de producción, su composición química y los tratamientos térmicos aplicados. Al hablar de tratamientos térmicos, es típico distinguir entre diferentes fases microestructurales: austenita, ferrita, cementita, perlita, bainita y martensita, siendo esta última la más importante para las aplicaciones de endurecimiento.

Los átomos de hierro forman agrupaciones con diferentes disposiciones, que se

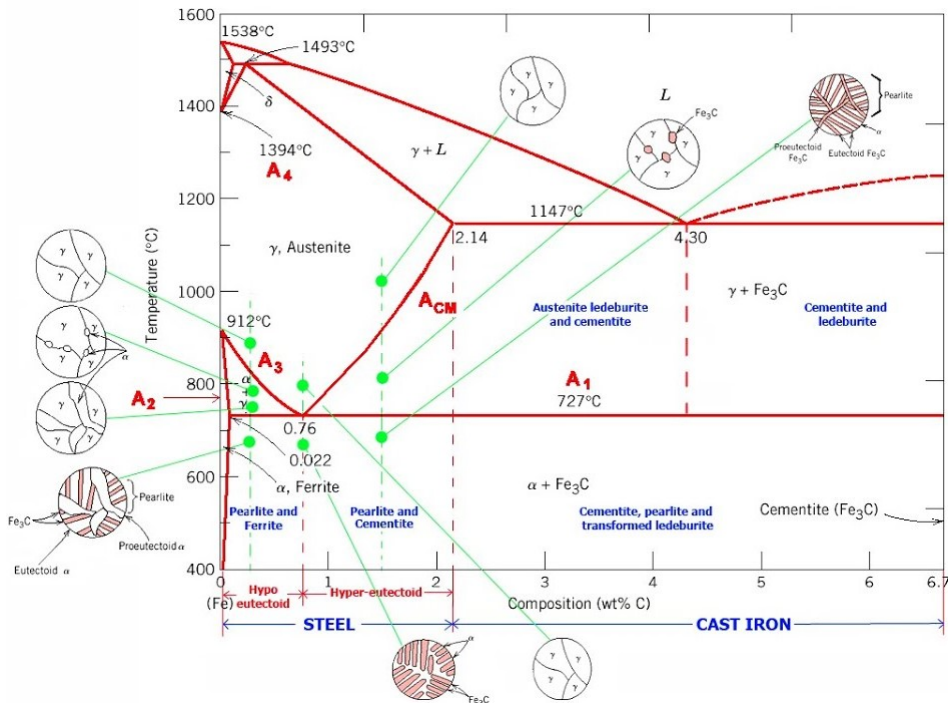


Figura 2.1: Diagrama de equilibrio hierro-carbono (Behera *et al.*, 2011).

denominan cristales. Los átomos de carbono, así como otros elementos de aleación, pueden ocupar los huecos entre los átomos de hierro (llamados cavidades intersticiales) si son lo suficientemente pequeños o incluso sustituir a los átomos de hierro en caso de elementos de aleación más grandes. Estas celdas o cristales se apilan en granos, formando las fases microestructurales principales del acero (Krauss, 2015; Askeland, 1996; Smith, 1999; William and Callister, 1995).

**Ferrita** La celda unitaria de las estructuras ferríticas a temperaturas inferiores a 912 °C es un cubo equidistante que contiene dos átomos de hierro, uno en el centro del cubo y otro átomo que se reparte entre las celdas vecinas, cada una de las cuales tiene un octavo de átomo en cada esquina, construyendo un único átomo por celda (ver Figura 2.2 (a)). Esta disposición se denomina *Body Centered Cubic* o BCC. Debido a las pequeñas cavidades intersticiales, puede haber únicamente una cantidad muy limitada de carbono en la célula (0,006 % a temperatura ambiente). Debido a su baja cantidad de carbono, las estructuras ferríticas tienen una baja dureza y una alta ductilidad.

**Austenita** Por otro lado, las estructuras austeníticas, formadas a temperaturas más elevadas, también se disponen de forma cúbica, pero su entramado es cúbico centrado en las caras (FCC por sus siglas en inglés, *Face Centered Cubic*), donde cada una de las seis caras tiene un átomo en el centro, llegando a cuatro átomos por celda unitaria (ver Figura 2.2 (b)). Todos los átomos del cristal FCC se comparten con las celdas unitarias adyacentes. En la austenita, las dimensiones de la red en las celdas unitarias son mayores que las de la ferrita, lo que aumenta el espacio entre los átomos de hierro, permitiendo un mayor contenido de carbono en cada celda. Sin embargo, al contener cuatro átomos por celda en lugar de dos, las celdas austeníticas son más densas. A pesar de que la austenita se forma y es estable a partir de una temperatura elevada determinada, hay algunos aceros, como los inoxidable, que pueden contener austenita estable a temperatura ambiente, lo que se consigue aplicando un tratamiento térmico muy específico. La microestructura austenítica es muy maleable y suele ser necesaria cuando se esperan grandes deformaciones en el proceso de producción.

**Cementita** Al enfriar lentamente el acero desde la fase austenítica, el carbono es forzado a salir de la red y comienza a formarse la microestructura ferrítica. Debido a su limitada cantidad de carbono, es muy típico superar este valor por difusión en condiciones de enfriamiento lento, lo que provoca la formación de carburos que pueden quedar atrapados en la solución sólida. Estos carburos tienen la composición química  $Fe_3C$  y la fase que forman se llama cementita. La formación de cementita depende del contenido de carbono del acero. La cementita es, debido a su alto contenido en carbono, muy dura pero frágil, con muy poca resistencia a la iniciación y propagación de grietas. Debido a su fragilidad, no es deseada en aplicaciones de endurecimiento.

**Perlita** La mezcla laminar de ferrita y cementita se denomina perlita y está formada por capas alternas de ambas fases. Además de ferrita, la perlita puede contener una cantidad limitada de carbono, que en este caso es siempre del 0,77 % (Askeland, 1996). La celda unitaria de la perlita contiene dos cristales de ferrita y cementita y se denomina colonia. Las colonias de perlita tienen una orientación cristalográfica preferente y forman paquetes dentro de los granos de austenita. El acero perlítico se utiliza para aplicaciones en las que se requiere una alta resistencia y suele ser necesaria para aplicaciones de conformado.

**Bainita** Al enfriar la austenita a mayor velocidad, también puede formarse otra mezcla de ferrita y cementita, denominada bainita. Se forma entre las temperaturas ferríticas y martensíticas y su microestructura es principalmente ferrítica con pequeños precipitados de cementita, que forman finas agujas dentro de la matriz de ferrita. La bainita es más dura que otras estructuras ferríticas debido a los precipitados, por lo que su ductilidad es menor. Sin embargo, no es tan frágil como la martensita. La estructura bainítica se busca en aplicaciones en las que pueden darse problemas de agrietamiento durante los procesos de temple y en las que el objetivo es obtener una buena relación resistencia-ductilidad sin tratamientos adicionales.

**Martensita** Cuando las estructuras FCC se enfrían muy rápidamente, no hay tiempo suficiente para que los átomos de carbono se difundan fuera de los cristales y se quedan atrapados dentro de los cubos, creando cristales tetragonales centrados en el cuerpo (*Body Centered Tetragonal* o BCT), que se forman a partir de cristales cúbicos tensionados y saturados en carbono. Los cristales BCT forman martensita, la fase más dura pero frágil de los aceros y se obtiene normalmente en procesos de endurecimiento, en los que la velocidad de enfriamiento es elevada. La martensita es una fase metaestable, por lo que no se muestra en el diagrama hierro-carbono, en el que se indican las fases estables. En la Figura 2.2 (c) se muestra la estructura BCT.

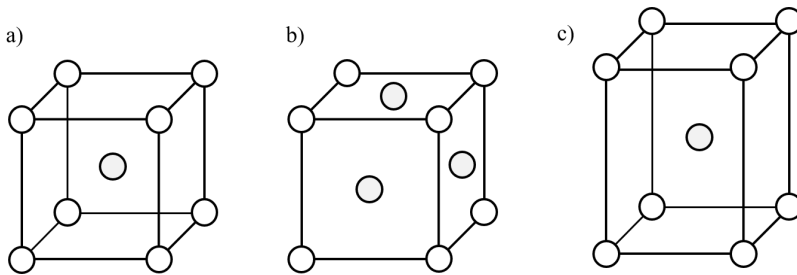


Figura 2.2: Estructuras cristalinas a) *Body Centered Cubic* (BCC) and b) *Face Centered Cubic* (FCC) y c) *Body Centered Tetragonal* (BCT).

### 2.1.2. Transformaciones de fase y temperaturas críticas

Cuando un acero se calienta y sobrepasa la llamada temperatura de inicio de austenización  $AC_1$  comienza a formarse austenita, cuya transformación se completa a la temperatura  $AC_3$  o temperatura de fin de austenización. Estas temperaturas varían en función de la composición química del material y de la velocidad

de calentamiento. Los valores habituales para las temperaturas de inicio y fin de austenitización son 700-800 °C y 700-900 °C, respectivamente, y pueden calcularse utilizando las ecuaciones (2.1) y (2.2) (Fisk *et al.*, 2018).

$$AC_1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29Si + 16,9Cr + 290As + 6,4W \quad (2.1)$$

$$AC_3 = 912 - 203\sqrt{C} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W \\ + 30Mn - 11Cr - 20Cu + 700P + 400Al + 120As + 400Ti \quad (2.2)$$

Los diagramas TTA (*Time-Temperature-Austenitization*) como el mostrado en la Figura 2.3 muestran la formación de austenita y la relación de las temperaturas críticas de austenitización a diferentes velocidades de calentamiento. Por encima de la temperatura  $AC_3$  se puede ver que la austenita se homogeneiza, es decir, los granos de austenita adquieren un tamaño similar, con temperaturas superiores a  $AC_3$ .

Cuando la austenita comienza a enfriarse, se forman diferentes fases dependiendo de la velocidad de enfriamiento, y las transformaciones pueden distinguirse en base a la difusión del carbono que hay en el interior de los cristales, pudiendo clasificar las transformaciones en dos grupos (Krauss, 2015; Askeland, 1996; Smith, 1999; William and Callister, 1995):

- **Transformaciones con difusión** son aquellas en las que el enfriamiento lento permite la difusión del carbono hacia fuera de los cristales de austenita. Este proceso produce microestructuras como ferrita, perlita o bainita. En estos procesos existe un tiempo, denominado tiempo de incubación o nucleación, que se da entre el comienzo del enfriamiento y el comienzo de la transformación, y en el que no se da ninguna transformación. Las transformaciones con difusión están acompañadas por cambios de composición química entre fases además de la transformación de estructura cristalina.
- **Transformaciones sin difusión** son aquellas en las que el enfriamiento ocurre de forma tan rápida que no permite la difusión del carbono, quedando éste atrapado en el interior de los cristales, aportando una gran dureza y distorsión a los cristales. La fase martensita se genera a través de una transformación no difusiva y este proceso depende únicamente de la temperatura, puesto que no hay periodo de incubación. A diferencia de las transformaciones con difusión, en el proceso se transforma la estructura cristalina pero no

su composición química.

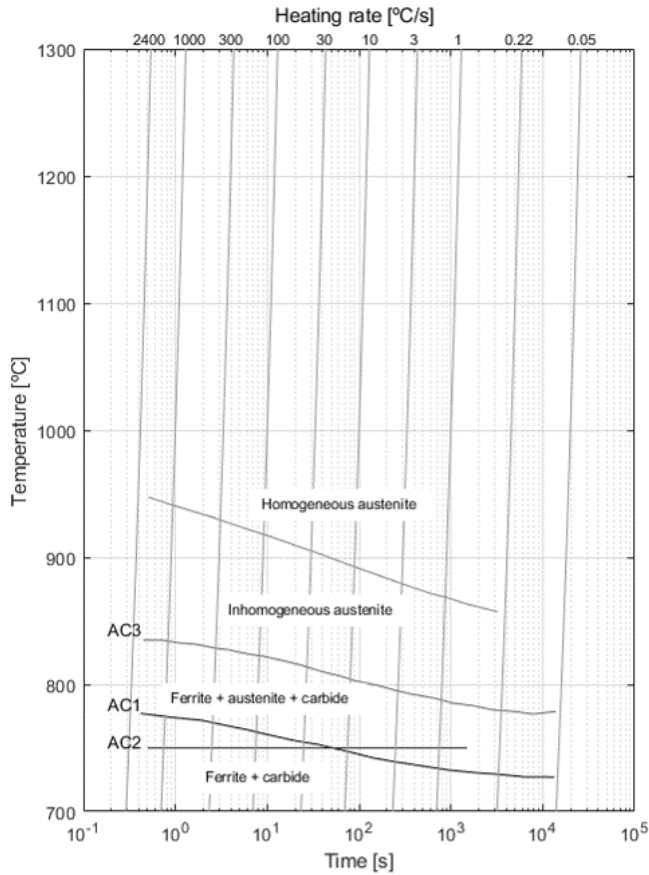


Figura 2.3: Diagrama TTA para 42CrMo4. Reproducido desde: (Krauss, 2015).

Puesto que las cinéticas de transformación se ven afectadas principalmente por la velocidad de enfriamiento, la obtención de diagramas isotérmicos (TTT, *Time-Temperature-Transformation*) y no isotérmicos (CCT, *Continuous-Cooling-Transformation*) es indispensable para evaluar las fases microestructurales que se forman para cada material y caso concreto. En la Figura 2.4 (a) se muestra una representación esquemática de un diagrama TTT, mientras que en (b) se muestra un diagrama CCT.

La transformación martensítica comienza a una temperatura determinada, denominada  $M_S$  (temperatura de inicio de martensita), que depende de la composición química. Para calcular  $M_S$  existen varias ecuaciones desarrolladas por diversos

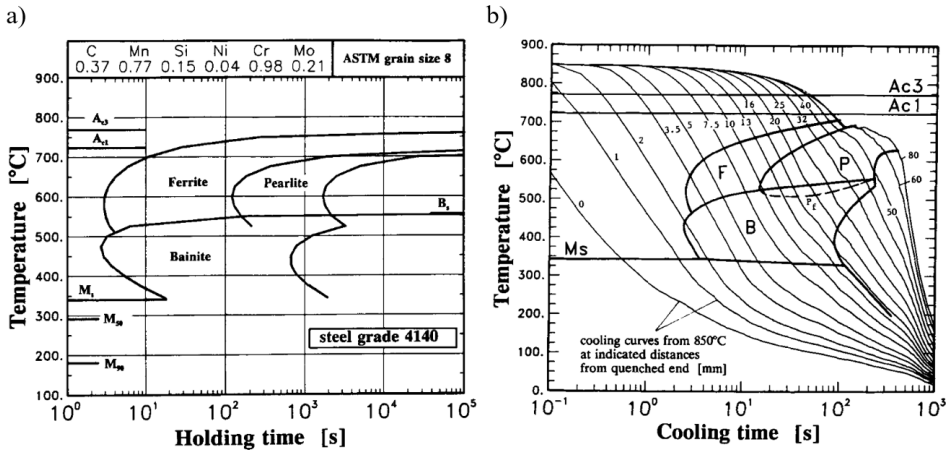


Figura 2.4: Diagramas TTT (a) y CCT (b) para un acero AISI 4140 (Buchmayr and Kirkaldy, 1990).

autores basadas en la composición química de los aceros. La ecuación (2.3) muestra el modelo más utilizado en la literatura para calcular  $M_S$  (Fisk *et al.*, 2018).

$$M_S = 561 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr + 21Mo \quad (2.3)$$

En el temple por inducción, por su naturaleza rápida, se suele considerar habitualmente que únicamente se generan martensita y bainita, teniendo normalmente fracciones de perlita y ferrita por debajo del 1% (Duffett, 2015; Cao *et al.*, 2012), por lo que se suelen despreciar en los modelos numéricos.

### 2.1.3. Clasificación de los tratamientos térmicos

Existen una gran variedad de técnicas de tratamiento térmico utilizadas actualmente en la industria. La clasificación de los tratamientos térmicos se divide en dos grandes grupos en función del área de aplicación del tratamiento, que puede ser en volumen o superficial. Los tratamientos térmicos en volumen son los que se aplican en toda la sección del componente, donde se espera cierta homogeneidad en la microestructura y dureza obtenidas. Normalmente, el calentamiento se realiza en hornos de llama o de gas para estas aplicaciones. Por otro lado, los tratamientos térmicos superficiales suelen aplicarse a una capa superficial de espesor variable, mientras que el núcleo permanece inalterado. Estos procesos suelen ser considerablemente más rápidos que los aplicados en volumen. El diagrama de la Figura 2.5



muestra la clasificación de los principales tratamientos térmicos existentes.

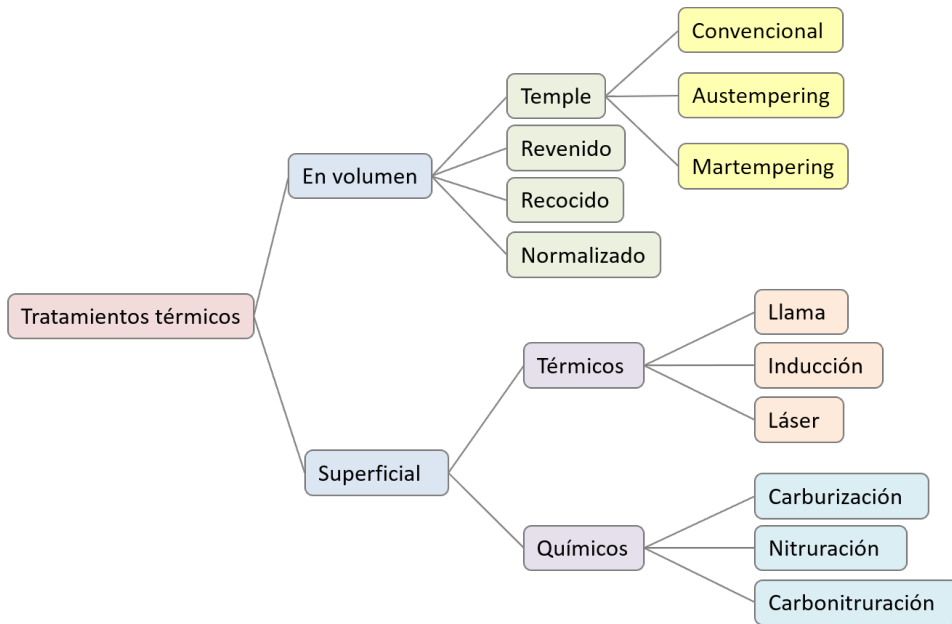


Figura 2.5: Clasificación de los principales tratamientos térmicos.

A continuación, se ofrecen los detalles más significativos de los tratamientos térmicos más importantes y se representan esquemáticamente en la Figura 2.6 sobre un diagrama TTT simplificado que se muestra en la Figura 2.6 (a) (ASM International, 1991; Sims, 2014).

**Recocido y normalizado** El objetivo de los procesos de recocido y normalizado suele ser ablandar el material para mejorar su conformabilidad o maquinabilidad. La temperatura del componente se aumenta hasta temperaturas críticas en ambos casos y el enfriamiento se realiza muy lentamente dentro de un horno en el caso del recocido. En el caso del normalizado, el enfriamiento se realiza a temperatura ambiente fuera del horno.

Los aceros típicos que requieren recocido son los aceros inoxidables y de alta aleación, debido a su alta resistencia a los procesos de conformado del material. En el caso del recocido, dado que se necesita un horno para realizar el tratamiento térmico completo, es un proceso caro y poco eficiente. La microestructura de un acero recocido es muy homogénea debido a su proceso de enfriamiento controlado. Por otro lado, en el normalizado la etapa de enfriamiento no se controla tan bien como

dentro de un horno, por lo que la microestructura resultante no es tan homogénea como la que se obtiene mediante el recocido. Este proceso también se realiza para que los materiales sean más blandos, aunque su objetivo principal es el de relajar las tensiones internas del material. La Figura 2.6 (b) muestra una representación esquemática del proceso de normalizado en líneas rojas, donde se puede ver que el proceso de enfriamiento es más rápido que en el proceso de recocido, mostrado en líneas azules.

**Temple** El temple convencional se realiza en componentes que requieren gran dureza y resistencia. Una vez que el material ha alcanzado las temperaturas críticas de calentamiento y está totalmente austenizado, se enfría rápidamente, normalmente sumergiendo la pieza en baños de aceite, agua o polímeros acuosos, o a través de duchas de temple. Debido a la rapidez del enfriamiento, se obtiene martensita, que resulta en un material duro pero frágil. Por ello, suele requerir un proceso posterior denominado revenido. La Figura 2.6 (c) muestra dos procesos de temple diferentes, donde el temple con agua (en rojo) es más rápido que el temple con aceite (en magenta).

El temple también se puede realizar de forma interrumpida, en la que destacan dos tratamientos: martempering y austempering.

- **Martempering** La pieza caliente se enfría rápidamente, pero la temperatura se mantiene ligeramente por encima de la temperatura de inicio de martensita y, a continuación, se inicia una segunda fase de enfriamiento, en la que se busca la transformación martensítica (ver Figura 2.6 (c), donde se representa el proceso en azul). El objetivo de este enfriamiento interrumpido es la homogeneización de las temperaturas en la pieza, reduciendo las distorsiones y tensiones residuales que se generan durante el proceso.
- **Austempering** Al igual que en el martempering, el componente se calienta y se enfría rápidamente, pero la temperatura se mantiene por encima de la temperatura de inicio de la martensita durante más tiempo para evitar la formación de martensita en la pieza (ver Figura 2.6 (c), donde se representa el proceso en verde). Se busca la generación de una fase bainítica completa.

**Revenido** El proceso de temple suele ir seguido de un revenido para reducir la fragilidad de la martensita ya templada, a costa de reducir su dureza. El material se calienta a una temperatura media, normalmente entre 200 y 600 °C (siempre por debajo de  $AC_1$ ) y se mantiene durante un tiempo determinado, normalmente

mayor a una hora. Dependiendo de la temperatura y el tiempo de mantenimiento, se pueden obtener diferentes durezas. La Figura 2.6 (d) muestra un proceso de temple seguido de un revenido.

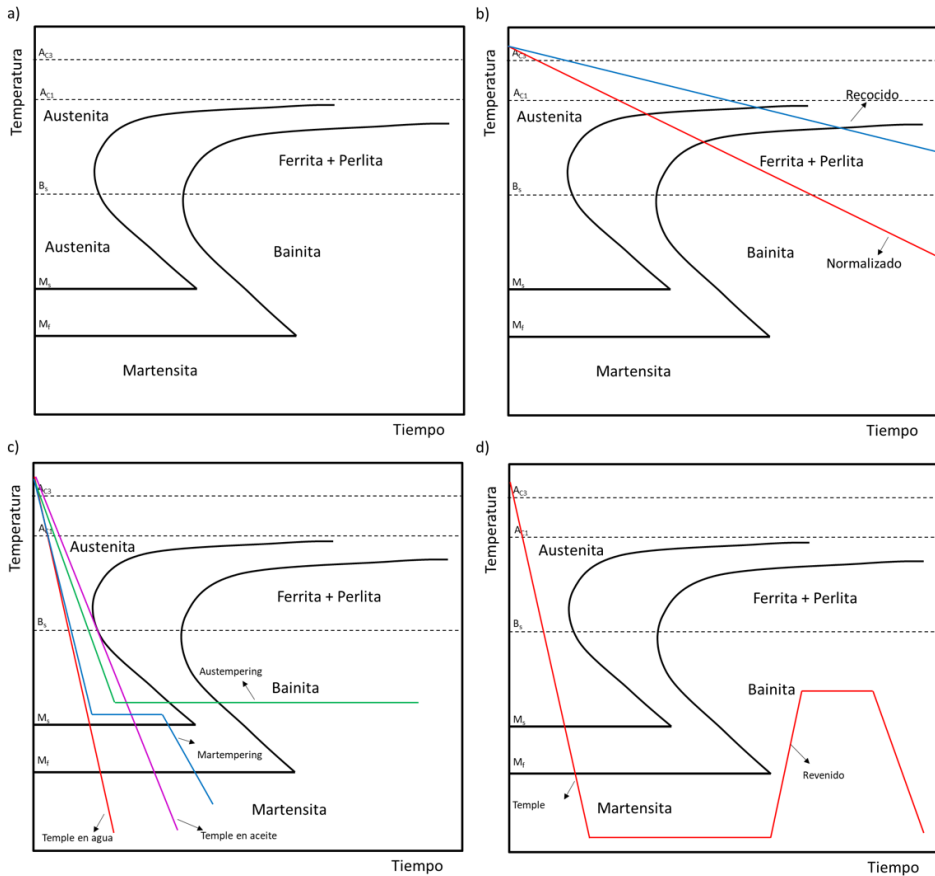


Figura 2.6: Representación esquemática de a) diagrama TTT simplificado y de los procesos de b) normalizado (rojo) y recocido (azul) ; c) temple con agua (rojo), aceite (magenta), martempering (azul) y austempering (verde) ; d) temple y revenido posterior.

**Tratamientos superficiales** Los tratamientos superficiales son aquellos que endurecen la zona superficial y sub-superficial de los componentes mientras que el núcleo permanece dúctil. Se clasifican en dos grupos: procesos termoquímicos y térmicos.

- **Tratamientos termoquímicos** Los procesos termoquímicos más utilizados en la industria son la carburización, la nitruración y una combinación de ambas, la carbonitruración. Los tratamientos termoquímicos se llevan a cabo en el interior de un horno con una atmósfera controlada rica en carbono o nitrógeno, dependiendo del proceso. Se trata de, a través de los gases aplicados, añadir carbono o nitrógeno a la superficie de los componentes, obteniendo una capa de profundidad limitada de gran dureza y resistencia, puesto que ambos elementos dotan de una gran dureza a los cristales. Se considera que estos procesos se aplican a profundidades inferiores a 1 mm.
- **Temple por inducción** El calentamiento se realiza a través de la generación de campos magnéticos alternos que inducen corrientes parásitas en la superficie de las piezas a templar, que se calienta por el efecto Joule. Se aplica normalmente a capas del orden de varias micras a varios milímetros.
- **Temple por láser y haz de electrones** El calentamiento se realiza mediante la aportación de energía por un haz láser o haz de electrones para generar un calentamiento rápido en la superficie de la pieza. La profundidad de capa templada suele situarse por debajo de 2 mm con este tipo de procesos, pudiendo llegar excepcionalmente a aproximadamente 4 mm.
- **Temple por llama** El calentamiento localizado se consigue a través de llamas de gas (típicamente acetileno o propano) aplicadas mediante uno o varios cabezales. Se puede obtener una profundidad superior a la del temple por láser con esta técnica.

Dependiendo de la profundidad de la capa, la etapa de temple puede realizarse mediante enfriamiento por aire (común para operaciones de láser de pequeña profundidad) o utilizando fluidos de temple para mayores profundidades. Aunque el endurecimiento por inducción se considera un proceso superficial, es posible realizar operaciones de temple másico o en volumen mediante el calentamiento por inducción.

A pesar de aplicar un temple superficial, no es común realizar el revenido superficialmente, por lo que los componentes endurecidos superficialmente que requieren una relajación de las tensiones y una reducción de la fragilidad se revienen normalmente en volumen en un horno.

## 2.2. Temple por inducción

El proceso de temple por inducción se aplica normalmente a componentes con requerimientos específicos en cuanto a resistencia, dureza o comportamiento a fatiga. Como se ha mencionado anteriormente, se consigue un endurecimiento localizado en la zona superficial de los componentes, aunque, con unos parámetros de proceso adecuados, es posible utilizar el temple por inducción para templar piezas en volumen. El proceso tiene dos etapas principales, calentamiento y enfriamiento, y consiste en calentar un material eléctricamente conductor mediante la aplicación de un campo magnético alterno (Simsir, 2014; Rudnev and Loveless, 2014a; Rudnev *et al.*, 2017; Krauss, 2015; ASM International, 1991; Davies, 1990; Grum, 2013).

El principio físico en el que se basa del temple por inducción es el calentamiento sin contacto que se genera en la zona superficial del componente al ser ésta afectada por las corrientes parásitas que se inducen en la pieza debido al campo magnético alterno generado por un inductor. Es decir, la corriente alterna que se aplica al inductor genera un campo magnético alterno a su alrededor, afectando a cualquier componente metálico que se coloca en su proximidad. El componente a templar se coloca normalmente a una distancia de pocos milímetros de distancia del inductor, por lo que el campo magnético altera el acero y aparecen corrientes parásitas o corrientes de Foucault en la zona superficial, cuya frecuencia es idéntica a la de la corriente del inductor. Las corrientes inducidas en el material generan calor mediante la disipación de energía y éste se calienta. Por lo tanto, el fenómeno de la inducción electromagnética se basa en tres principios (Simsir, 2014; Rudnev *et al.*, 2017; Davies, 1990; Grum, 2013):

1. Transferencia de energía desde el inductor a la pieza que va a ser calentada, por medio de campos electromagnéticos.
2. Transformación de la energía eléctrica a calor, debido al efecto Joule.
3. Transmisión del calor dentro de la pieza, mediante la conducción térmica.

Durante el proceso, la capa superficial del componente de acero a templar se calienta por las corrientes inducidas, alcanzando temperaturas superiores a las temperaturas críticas de austenización. La profundidad de la capa calentada depende de los parámetros del proceso (frecuencia, intensidad de la corriente y tiempo) y de las propiedades del material. Tras el calentamiento, se aplica un enfriamiento, normalmente mediante el uso de duchas o por inmersión en un medio de temple. El rápido enfriamiento de la zona austenizada favorece su transformación a fase martensítica. El temple por inducción se aplica normalmente a aceros hipoeutectoides

con contenidos de carbono entre 0.3% y 0.7% (Simsir, 2014; Rudnev and Loveless, 2014b). En la Figura 2.7 se muestra una configuración típica de un proceso de temple por inducción y los elementos principales que componen el sistema.

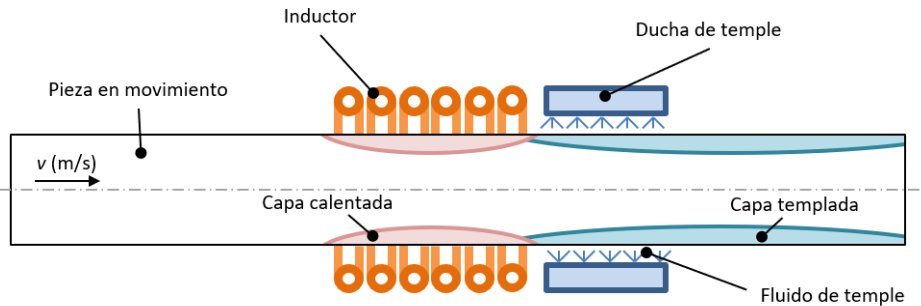


Figura 2.7: Representación esquemática de una configuración típica de un proceso de temple por inducción y sus elementos principales.

Como resultado del proceso de temple por inducción, podemos encontrar una capa de martensita en la zona superficial, cuya dureza es elevada. Inmediatamente después de la denominada capa templada, se encuentra la zona de transición entre zonas templada y no templada, en el que se observan gradientes de microestructura y dureza considerables. El núcleo de los componentes, al no haber superado la temperatura de austenización, se encuentra con la microestructura inicial inalterada de menor dureza. Sin embargo, las propiedades finales dependen altamente del proceso al que se somete la pieza, ya que se trata de un proceso muy sensible a los parámetros de entrada (Rudnev *et al.*, 2017; Krauss, 2015; ASM International, 1991; Davies, 1990; Grum, 2013).

En lo que respecta a tensiones residuales, la capa templada suele encontrarse a compresión, mientras que en el núcleo no templado las tensiones pasan a ser de tracción (Simsir, 2014). La Figura 2.8 muestra una distribución típica de las tensiones residuales tras un proceso de temple por inducción, en el que se pueden observar las tensiones de compresión en la superficie y la transición entre las tensiones de compresión y tracción en la zona no templada.

El temple por inducción es un tratamiento ampliamente utilizado en la industria para componentes muy variados, desde pequeños componentes de automoción hasta grandes componentes en el sector de las energías renovables. Sin embargo, al tratarse de un proceso en el que los fenómenos físicos se interrelacionan de una forma tan compleja, ha confinado el control de este proceso y su optimización en

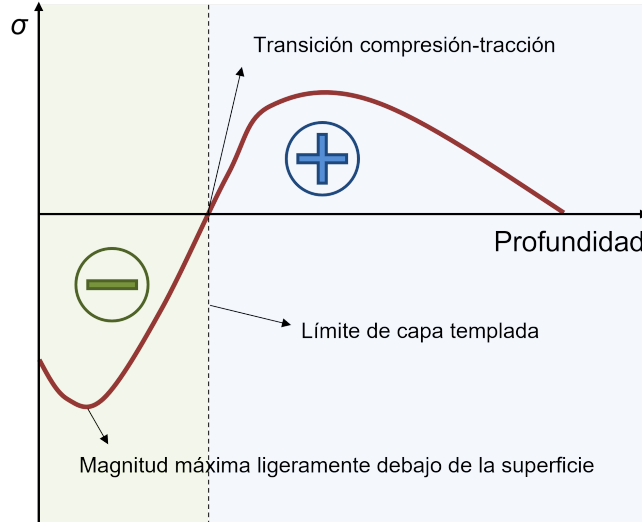


Figura 2.8: Distribución habitual de las tensiones residuales tras el temple por inducción.

manos de expertos, ya que el *know-how* es primordial (Candeo *et al.*, 2011; Simsir, 2014; Rudnev and Loveless, 2014b). Este hecho hace que la simulación numérica y especialmente, un correcto modelado, sea clave en el desarrollo del proceso y su optimización.

### 2.2.1. Temple por inducción en la industria

Los sistemas de calentamiento por inducción se componen principalmente de convertidores e inversores, que convierten la corriente de línea a baja frecuencia a corriente continua y posteriormente a corriente alterna a una frecuencia definida por el usuario, aunque la construcción de este sistema puede variar en función de la aplicación. En aplicaciones de temple por inducción, el control del sistema en la fase de calentamiento suele realizarse por potencia y frecuencia de corriente. La Figura 2.9 muestra los rangos típicos de potencia y frecuencia utilizados en los tratamientos térmicos por inducción.

La geometría del inductor es crítica para obtener la capa templada deseada y debe definirse para cada caso particular. El diseño de inductores es un tema complejo que actualmente se lleva a cabo generalmente en base al *know-how* de los operarios, que trabajan con tubos de cobre que se moldean acorde al diseño

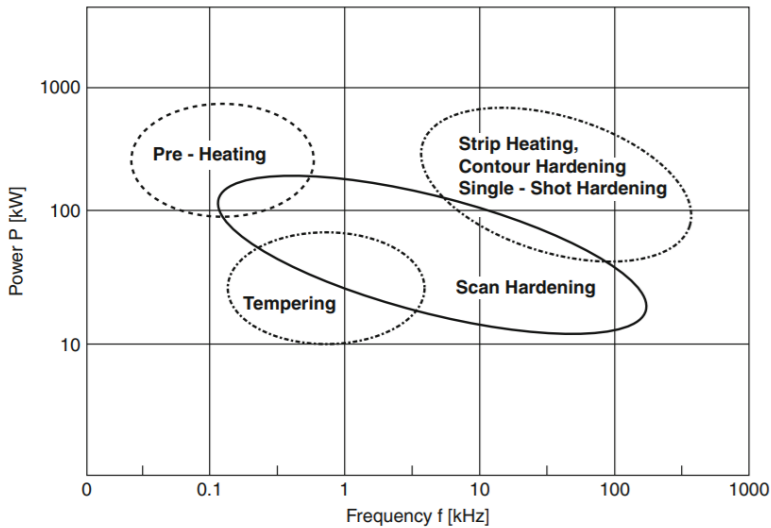


Figura 2.9: Rangos de potencia y frecuencia utilizados en tratamientos térmicos por inducción (Grum, 2013).

seleccionado. Sin embargo, en los últimos años se han desarrollado nuevos métodos de fabricación de inductores, principalmente a través de impresión 3D y sinterizado de cobre (Eldec LLC, 2017). La Figura 2.10 muestra diversos inductores diseñados para casos específicos.

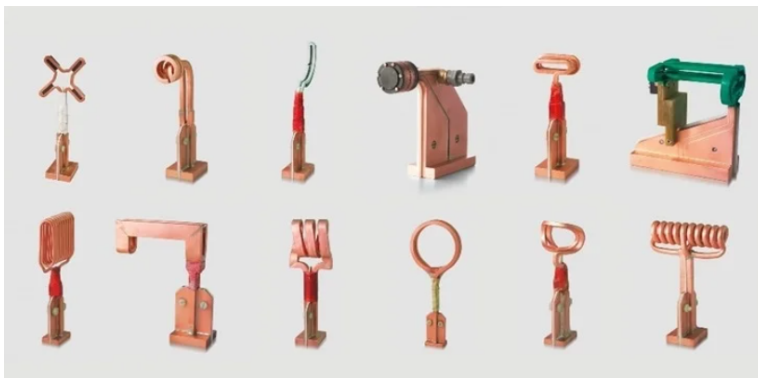


Figura 2.10: Inductores de geometrías diversas (Eldec LLC, 2017).

Los inductores generalmente se refrigeran mediante la circulación de refrigerantes por su interior ya que la elevada potencia a la que trabajan podría llegar a



fundir el material. Además, el aprovechamiento energético es mejor al mantener el inductor a temperaturas bajas, puesto que las propiedades electromagnéticas son más favorables.

El enfriamiento se puede realizar con diferentes medios de temple, cuya selección depende de la templabilidad del material, la geometría o la velocidad de enfriamiento necesaria para obtener las propiedades deseadas. Los medios de temple pueden ser (ASM International, 1991):

- Aceite, que puede contener aditivos
- Agua, que puede contener aditivos
- Polímeros acuosos

Independientemente del medio de temple, existen varias técnicas que se pueden utilizar para la etapa de enfriamiento (ASM International, 1991):

- **Enfriamiento directo** es la técnica más utilizada en la industria y se refiere al temple llevado a cabo directamente desde la temperatura de austenización.
- **Enfriamiento por tiempo de exposición** es utilizada cuando la velocidad de enfriamiento de la pieza debe ser bruscamente modificada. Se controla el tiempo de exposición de la pieza al medio de temple y se cambia la velocidad de enfriamiento mediante un cambio de medio de temple dependiendo de los resultados que se quieran obtener.
- **Enfriamiento selectivo** se utiliza cuando hay algunas áreas de la pieza que no se quieran templar o enfriar bruscamente. Para ello se aísla el área en el que no se desea un enfriamiento rápido.
- **Enfriamiento interrumpido** se refiere al enfriamiento rápido de la pieza desde la temperatura de austenización hasta una temperatura ligeramente superior a la temperatura de comienzo de martensita ( $M_S$ ). En ese momento, se mantiene la temperatura por un instante y se procede al enfriamiento en aire. El temple interrumpido se utiliza en los procesos de *austempering* y *martempering*, que dependen de las temperaturas de interrupción y tiempos de mantenimiento.

Normalmente, el enfriamiento se suele realizar con inmersión del componente en el medio de temple o a través de un enfriamiento por spray. En este caso, se dirigen corrientes de alta presión del medio de temple hacia la pieza en la que se

quiere realizar un enfriamiento rápido. Se trata de un enfriamiento rápido por las gotas de medio de temple que se generan que impactan en la pieza y evacuan calor de una forma muy eficiente.

En términos generales, el temple por inducción se puede clasificar en tres grupos principales: temple volumétrico, temple superficial y temple en barrido o *scanning*. En el caso del temple volumétrico o temples superficiales de gran profundidad de capa, el objetivo es el de obtener temperaturas de austenitización en una sección de gran tamaño. Aunque en piezas pequeñas es posible realizar el proceso de calentamiento de forma continua, en piezas de mayor sección es común realizarlo de forma discontinua para evitar problemas de sobrecalentamiento y crecimientos excesivos de grano en la zona superficial. Para ello, existen dos técnicas que se pueden utilizar

- **Calentamiento por inducción-conducción o intermitente (*on/off*)**

El calentamiento se realiza mediante la aplicación controlada de impulsos de inducción. De esta forma, cuando la inducción está en marcha (*on*) el calor se genera en la zona superficial por el efecto Joule, mientras que cuando el impulso termina (*off*), el calor se conduce a las zonas más frías, homogeneizando la temperatura en la sección.

- **Calentamiento de doble frecuencia** El calentamiento se realiza mediante la aplicación selectiva de corriente a dos frecuencias diferentes, ya que estas penetran de forma diferente en la pieza. A frecuencias altas, las corrientes parásitas se concentrarán en la superficie, mientras que las frecuencias bajas permiten calentar la pieza a una profundidad mayor. El coste de aplicar esta técnica es mayor, ya que requiere dos sistemas de condensadores para poder controlar la frecuencia.

En el caso del temple superficial, el inductor puede mantenerse estático o moverse con una velocidad relativa respecto a la pieza a templar, lo que se denomina *scanning*. En ambos casos, es común que las piezas cilíndricas roten en su propio eje para homogeneizar el calentamiento. Existen por lo tanto diferentes estrategias de calentamiento y temple que se pueden utilizar (Rudnev *et al.*, 2017).

- **Single shot o estático** Tanto la pieza como el inductor se mantienen estáticas y el proceso se realiza en dos etapas, una de calentamiento y otra de enfriamiento posterior. Según la geometría de la pieza, puede haber rotación del componente para homogeneizar el calentamiento en piezas axisimétricas o, si la geometría es más compleja, el inductor tendrá una geometría irregular que se acople a la pieza y se realiza en estático.

- **Scanning** la pieza y el inductor se mueven con velocidad relativa entre ellos. Normalmente, la ducha de enfriamiento se coloca inmediatamente después del inductor, por lo que el temple puede realizarse en pocos segundos y el proceso ocurre de forma simultánea.
- **Temple continuo** las piezas van pasando por un sistema de inductores, que normalmente utilizan diferentes configuraciones de frecuencia y potencia. Se utiliza habitualmente en líneas de producción con piezas estándar que suelen moverse a través de cintas transportadoras.

En el caso particular de los rodamientos de gran tamaño, la superficie de las pistas se temple hasta una profundidad definida, cuyo valor puede ascender a los 10 mm en los rodamientos más grandes. Para poder dar respuesta a las especificaciones, el temple por inducción se realiza en *scanning*. Sin embargo, hay un problema asociado al temple de aros y rodamientos, denominado *soft zone* o *soft-spot*, que ocurre porque el punto de inicio y fin del *scanning* coinciden (Doyon *et al.*, 2014). En este punto, se puede generar una zona más blanda al calentar la zona dos veces: en la primera se realiza un temple mientras que en la segunda se puede dar un revenido. Para evitar este problema, se ha de dejar una zona del aro sin templar, que adquiere el nombre de *soft-spot*, cuya dureza será la del material base, considerablemente más baja que la de la zona templada. Esto puede generar problemas durante el servicio del componente, por lo que se ha de asegurar que el *soft-spot* se localice en una zona que no estará sometida a altas cargas en contacto.

### 2.2.2. Parámetros principales

En la aplicación industrial del temple por inducción, existen ciertos parámetros de entrada que se pueden controlar en el proceso. Cada uno de estos parámetros impacta en diversos aspectos y con diferente magnitud en el resultado final (Li and Ferguson, 1985; Russell *et al.*, 2016; Sun *et al.*, 2018)

- **Potencia** de calentamiento por inducción que depende de los requerimientos de la propia producción, geometría y material.
- **Frecuencia** de la corriente alterna que afecta directamente en la densidad de corriente inducida y por lo tanto en el calor generado. Se relaciona con la profundidad de endurecimiento. La frecuencia puede ser baja (hasta aproximadamente 7 kHz), media (8 a 40 kHz) o alta (hasta 500 kHz).

- **Velocidad de *scanning*** o movimiento relativo pieza-inductor que define la magnitud y los ratios de calentamiento.
- **Intensidad del medio de enfriamiento** que afecta a los ratios de enfriamiento y, por lo tanto, a las propiedades finales del material.
- **Distancia entre inductor y pieza** que afecta principalmente a la transmisión de corrientes a la pieza
- **Geometría y material** del inductor que afecta en la generación de las corrientes inducidas en la pieza, pudiendo crearse zonas de concentración de calor indeseadas en la pieza.
- **Existencia de concentradores de flujo** o magnetizadores que concentran las corrientes en zonas de mayor interés, pudiendo reducir la potencia necesaria para el proceso.
- **Distancia entre inductor y anillo de enfriamiento** y su disposición que afecta en el tiempo de mantenimiento a altas temperaturas (llamado *quench delay time*). La combinación inductor – anillo de temple puede tener diversas configuraciones. Las más comunes en soluciones de pequeño tamaño son los inductores integrados a través de los cuales se realiza el chorro de agua o spray sobre la pieza y los anillos de temple que se mueven detrás del inductor, que pueden tener diversas geometrías. En configuraciones más grandes, es común realizar el calentamiento y el enfriamiento en dos etapas completamente separadas.

Uno de los principales problemas asociados al temple por inducción es la aparición de grietas de temple, el denominado *quench cracking*. La aparición del *quench cracking* se ha relacionado con la existencia de zonas de martensita en porcentajes mayores al 50 % que sufran deformaciones plásticas elevadas, por encima del 1 %. Duffett (Duffett, 2015) llevó a cabo un estudio en el que se analizaba la probabilidad de generación de una grieta según este criterio con diferentes medios de temple. Se realizó la simulación numérica en el software Sysweld® aplicando enfriamientos por medio de agua, agua con aditivos y aceites con diferentes agitaciones. El estudio mostró que los medios de temple acuosos obtienen muy buenas propiedades en cuanto a dureza, pero aumentan la probabilidad de que se generen grietas durante el temple debido a las grandes deformaciones plásticas en las áreas de alta martensita. Los medios aceitosos, por el contrario, ofrecen menores durezas superficiales pero, mediante una correcta agitación, reducen las deformaciones plásticas en la fase martensítica, reduciendo la probabilidad de aparición de grietas en el temple.

También pueden darse problemas de distorsión en los componentes templados, especialmente si éstos contienen tensiones residuales elevadas generadas en procesos anteriores o un fibrado muy intenso. Existe otra serie de problemas, normalmente asociados al calentamiento, entre los que se encuentran (Li *et al.*, 2015; Doyon *et al.*, 2014):

- **Superficies quemadas** que normalmente ocurren en casos en los que la profundidad de capa requerida es mayor a la profundidad de penetración, por lo que se mantiene la inducción durante más tiempo del debido. Para evitar este problema se utiliza el calentamiento por inducción-conducción o intermitente.
- **Mapa de temperaturas heterogéneo** en el que puede haber zonas por debajo de la temperatura de austenización, pudiendo generar capas endurecidas a diferentes niveles. Las geometrías complejas aumentan la probabilidad de que se produzcan estos efectos, y es posible controlar este efecto mediante los parámetros geométricos y controles electromagnéticos como diferentes frecuencias de inducción o el uso de magnetizadores en los inductores.
- **Autorevenido** que ocurre cuando el núcleo caliente vuelve a aumentar la temperatura de una zona ya templada, pudiendo producirse un revenido en la microestructura, bajando la dureza de la zona superficial.
- **Tamaños de grano excesivos** asociados a temperaturas demasiado elevadas, sobretodo en la superficie del componente. Un tamaño excesivo de grano suele asociarse a una generación y sobretodo propagación de grietas, ya que se genera una frontera intergranular muy extensa que favorece la propagación de grietas, como puede observarse en la Figura 2.11. Puede afectar a la generación de grietas durante el proceso (*quench cracking*) como en servicio.

Para asegurar un correcto temple, suele ser necesario realizar ensayos destructivos durante el proceso de definición de parámetros de temple por inducción. Este hecho repercute en el tiempo y el coste económico asociados al diseño de nuevos procesos de fabricación.

### 2.2.3. Monitorización del proceso y caracterización de los efectos

La monitorización del proceso, aspecto que toma especial relevancia en la aplicación del proceso a nivel industrial, se puede realizar tanto con los aparatos que

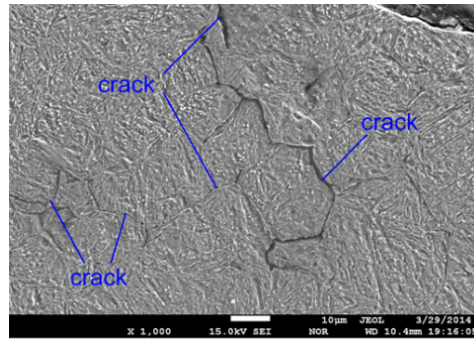


Figura 2.11: Propagación de grietas a través de las fronteras intergranulares debido a un tamaño de grano excesivo (Li *et al.*, 2015).

la propia máquina incluye (por ejemplo: medidores de potencia a tiempo real o energía consumida) como mediante aparatos externos.

Uno de los parámetros más importantes durante el calentamiento por inducción es la temperatura de la pieza. Aunque existen termopares aptos para las altas temperaturas que se obtienen en el calentamiento por inducción, es importante recalcar que al encontrarse en un entorno electromagnético y utilizar un medidor por contacto que se ha de soldar a la pieza, el termopar puede ser susceptible a estos efectos. Este hecho hace que el termopar no sea comúnmente utilizado en aplicaciones industriales, especialmente por la falta de comodidad a la hora de realizar mediciones por la necesidad de soldar los termopares en la pieza a templar. Sin embargo, a nivel de investigación, los termopares son los sensores más ampliamente utilizados para realizar mediciones de temperatura. A nivel industrial se utilizan métodos remotos, sin contacto con la pieza, por su simplicidad. Estos pueden ser pirómetros para medir la temperatura en un punto específico, por lo que se pueden utilizar para asegurar la repetitividad del proceso en una planta de fabricación. Otras alternativas para medir las temperaturas son los termógrafos por infrarrojos, que ofrecen perfiles de temperaturas e información sobre los gradientes de temperatura a lo largo de la pieza.

Otros aspectos que se pueden monitorizar durante el proceso de temple por inducción son la frecuencia de magnetización o los tiempos de calentamiento y enfriamiento. A nivel industrial la frecuencia es difícil de medir directamente desde el solenoide, por lo que una técnica común es medir la corriente de salida al final de los convertidores de frecuencia y aplicar una calibración para compararla con la entrada de corriente, dato fácilmente obtenible desde la propia máquina. Por

otro lado, a nivel de investigación, los sensores de intensidad se suelen colocar directamente en la salida del inductor o en el circuito secundario, lo que permite medir la intensidad de la corriente y su frecuencia real. Los sensores más utilizados son las bobinas de Rogowski, ya que se trata de pequeños transductores que ofrecen mucha flexibilidad a la hora de colocarlos en la máquina.

Respecto a la caracterización de los efectos del temple por inducción, uno de los aspectos más relevantes es la dureza obtenida y el patrón de la capa templada. Para ello, la técnica más utilizada en la industria es la de cortar las piezas templadas y atacar las muestras obtenidas con Nital para poder observar el patrón obtenido, que se revela con una zona de color diferente al núcleo como se puede apreciar en las piezas mostradas en la Figura 2.12 (a). Posteriormente, se realizan mediciones de dureza en la capa con el fin de determinar la profundidad de la zona endurecida. Las mediciones de dureza en la capa templada se realizan normalmente mediante un microdurómetro en escala Vickers (ver Figuras b y c). Para determinar la dureza de la superficie de los componentes sin necesidad de preparar las muestras, también es común utilizar un durómetro en escala Rockwell C.

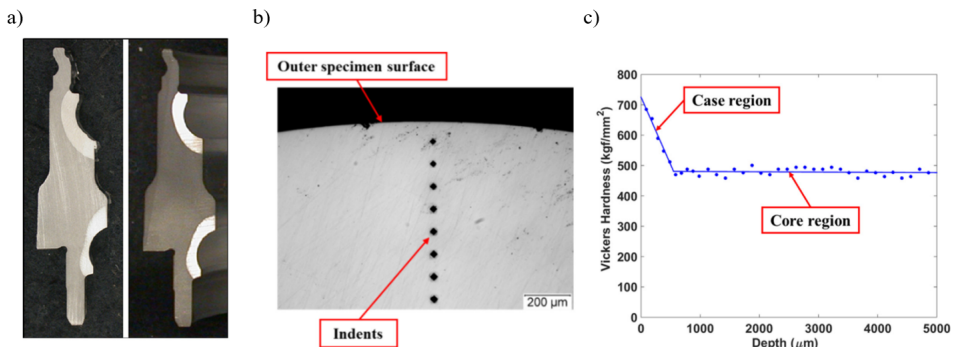


Figura 2.12: a) Inspección visual de la capa templada en pistas de rodamientos (Russell *et al.*, 2016), b) indentaciones con microdurómetro Vickers a lo largo de la capa templada y c) perfil de durezas obtenido (Walvekar and Sadeghi, 2017).

A la hora de realizar un análisis microestructural en detalle, se realizan observaciones metalográficas, que permiten estudiar la microestructura final de las piezas templadas. Mediante las observaciones utilizando un Microscopio Óptico (MO) se pueden identificar aspectos como las fases microestructurales que componen la pieza, su distribución o tamaños de grano obtenidos. Para realizar el estudio metalográfico, se ha de preparar la pieza para el análisis. Primero se ha de cortar la pieza para obtener una sección manejable para el microscopio, para lo que se utiliza

una cortadora de precisión. Esta pequeña muestra se puede encapsular en pastillas de resina de tamaño definido para un manejo más fácil. Después, se procede a lijar y pulir la superficie a estudiar, seleccionando las lijas, paños y suspensiones de diamante más adecuadas a la microestructura y material. Por último, dependiendo del material a analizar y del objetivo del análisis, se procederá a realizar el ataque químico. Para la observación de las fases microestructurales en un acero templado la muestra se ataca con Nital, una solución de ácido nítrico (2-5 %) con alcohol ampliamente utilizada para mejorar las propiedades ópticas de la superficie a observar y revelar zonas ocultas, puesto que revela los bordes de las fases ferríticas. Para revelar los bordes de grano o *Prior Austenite Grain Boundaries* (PAGBs), la muestra se suele atacar una solución de ácido Pírico en alcohol (Picral) y HCl, con el objetivo de revelar la cementita que se encuentra en los bordes de grano de austenita. Una vez la muestra esté preparada, se utiliza un MO para visualizar la microestructura de la pieza, detectar las diferentes fases microestructurales existentes y medir el tamaño de grano en las PAGB reveladas. Si se ha de realizar un análisis en mayor profundidad, se utiliza normalmente un microscopio electrónico de barrido o SEM (por sus siglas en inglés, *Scanning Electron Microscopy*), ya que ofrece la posibilidad de observar la morfología de las fases y los granos generados. En la Figura 2.13 se muestran observaciones microestructurales de MO en la que se puede ver martensita obtenida desde diferentes temperaturas de austenización, comprendidas entre 750 °C y 1000 °C después de un ataque de Nital.

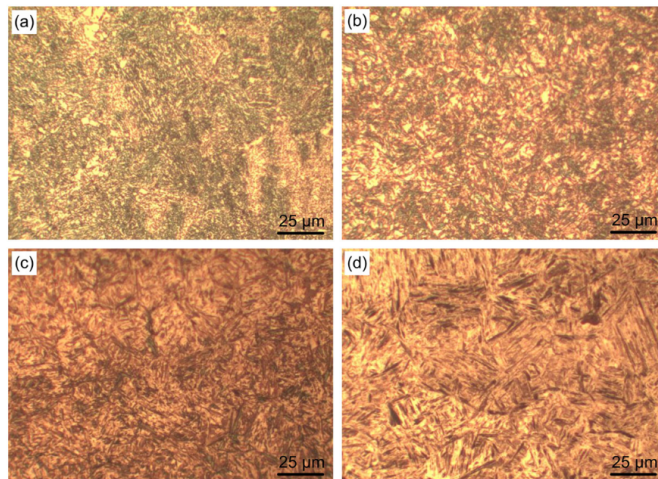


Figura 2.13: Micrografías de fase martensítica obtenida desde diferentes temperaturas de austenitización (Li *et al.*, 2015).



Por último, la medición de tensiones residuales se puede realizar tanto mediante ensayos destructivos como no destructivos. Dentro del grupo de los ensayos no destructivos, destacan la difracción de rayos X y la difracción de neutrones, ampliamente utilizados en la literatura. En lo que respecta a ensayos semi-destructivos o destructivos, podemos encontrar el *contour method* y el *Incremental Hole Drilling method* (IHD). La Figura 2.14 muestra una comparación de los métodos de medición de tensiones residuales más utilizados, así como las profundidades de las tensiones generadas por los procesos de fabricación más comunes y el efecto de las tensiones en modos de fallo de un componente.

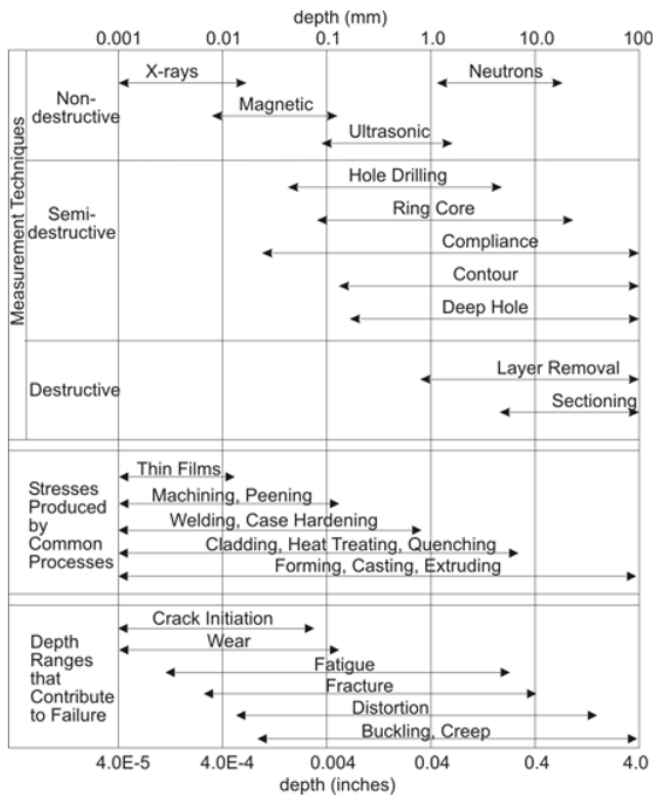


Figura 2.14: Clasificación de las técnicas más utilizadas para la medición de tensiones residuales en función de la profundidad de medición, la profundidad de las tensiones generadas para diferentes grupos de procesos de fabricación y efectos de las tensiones en los modos de fallo más habituales (Los Alamos National Laboratory, 2007).

En la Figura 2.15 se muestra un perfil de tensiones típico en piezas templadas superficialmente, en el que se pueden observar las elevadas tensiones de compresión que se encuentran en la superficie del componente. A medida que la profundidad aumenta, las tensiones se van relajando hasta llegar a la zona de transición entre la zona templada y la no templada, punto en el que las tensiones pasan a ser de tracción, aunque en menor magnitud que las tensiones superficiales de compresión. Tras una zona de tensiones de tracción en la zona inmediatamente posterior a la capa de temple, las tensiones se relajan y se sitúan cerca de un estado neutro. En la Figura 2.15 se comparan las diferentes técnicas no destructivas mencionadas anteriormente, la difracción de rayos X (XRD) a nivel laboratorio junto con la técnica de eliminación de capas que permite medir las tensiones a mayores profundidades y la difracción de neutrones (ND) llevada a cabo en una instalación de sincrotrón.

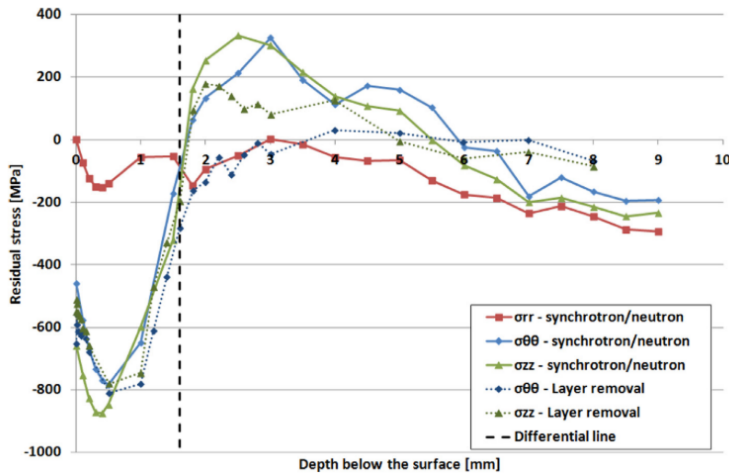


Figura 2.15: Perfil de tensiones residuales típico caracterizado utilizando diversas técnicas no destructivas (Holmberg *et al.*, 2016).

La mayoría de los trabajos que se pueden encontrar en la literatura utilizan el método de XRD para realizar las mediciones, ya que permite evaluar las tensiones residuales en endurecimientos de poca profundidad producidos por temple superficial u otras técnicas mecánicas de endurecimiento superficial, como puede ser el *shot peening*, más habituales en la literatura. Cuando se utiliza la técnica de eliminación de capas, que se realiza de forma electroquímica, la técnica XRD permite medir tensiones a mayores profundidades, lo que convierte esta técnica en una buena opción para capas de mayor profundidad, aunque éstas no sean tan

habituales en la literatura.

En lo que respecta a los ensayos semi-destructivos y destructivos, las técnicas de IHD y *contour method* son las más utilizadas. La método IHD se basa en colocar una roseta de galgas y taladrar un agujero en el centro, midiendo las deformaciones asociadas a la relajación de tensiones residuales en esa área. Siguiendo la normativa, en casos de tensiones residuales no homogéneas como es el caso del temple por inducción, la profundidad de medida es de 1 mm. Por otro lado, el *contour method* es una técnica que, a diferencia del IHD, permite obtener un mapa completo de las tensiones residuales en una sección del componente. Para ello, se realiza un corte en un plano, llevando las tensiones residuales existentes en la cara a un estado de relajación. A continuación, se realizan mediciones de las desviaciones generadas respecto al plano de corte y, mediante un modelo numérico, se calculan las tensiones asociadas a las deformaciones medidas.

## 2.3. Simulación numérica del proceso de temple por inducción

El temple por inducción es un proceso multifísico en el que los distintos campos físicos se han de resolver de forma simultánea, ya que interaccionan de forma acoplada. La Figura 2.16 muestra las principales relaciones entre campos físicos que componen el temple por inducción. Las interacciones mostradas en la figura son (Simsir, 2014):

1. Energía térmica para transformaciones de fases
2. Propiedades térmicas dependientes de la temperatura
3. Calor latente de transformación
4. Deformación térmica
5. Propiedades mecánicas dependientes de la temperatura
6. Deformaciones derivadas de transformación (deformaciones dilatacionales y plasticidad de transformación o TRIP)
7. Propiedades mecánicas dependientes de la microestructura.
8. Difusión química derivada del gradiente de temperatura <sup>1</sup>

---

<sup>1</sup>El campo químico no se suele tener en cuenta para la simulación del temple por inducción (únicamente a escala microscópica).

9. Propiedades térmicas dependientes de la composición química <sup>1</sup>
10. Transformaciones dependientes de la composición química <sup>1</sup>
11. Propiedades mecánicas dependientes de la composición química <sup>1</sup>
12. Variación temporal y espacial del flujo de calor
13. Generación de calor debido a las pérdidas de la corriente de Foucault (efecto Joule)
14. Propiedades electromagnéticas dependientes de la temperatura

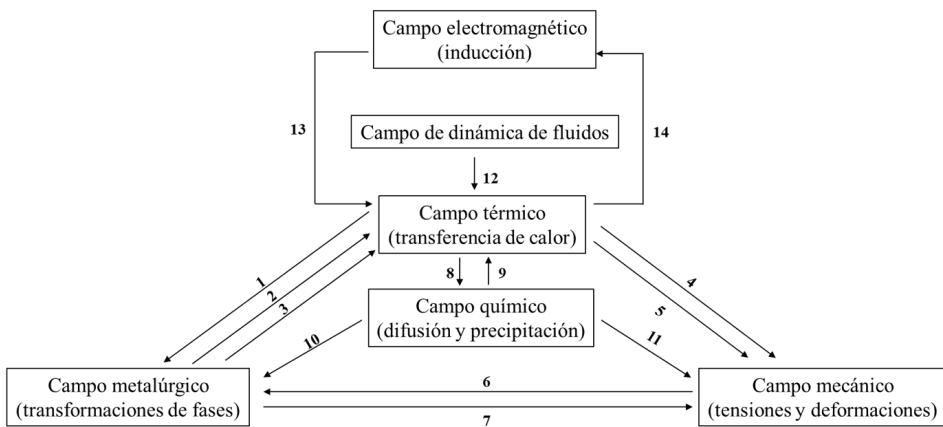


Figura 2.16: Campos físicos y principales interacciones del temple por inducción. Diagrama simplificado desde (Simsir, 2014).

Debido a las numerosas interacciones entre campos físicos, en la bibliografía podemos encontrar un consenso respecto a los campos más críticos para simular el proceso. La mayoría de los trabajos que se pueden encontrar en la literatura tratan de reducir la complejidad del problema y trabajar sobre un diagrama más simplificado en el que participan los cuatro campos más importantes, reduciendo también el número de interacciones entre ellos. Como puede verse en la Figura 2.17, el proceso se dirige desde el campo térmico, que se relaciona con el resto de campos de forma acoplada.

### 2.3.1. Fundamentos físicos

A continuación, se analizan las particularidades de los principales campos físicos que participan en el proceso de temple por inducción y se establece el marco teórico

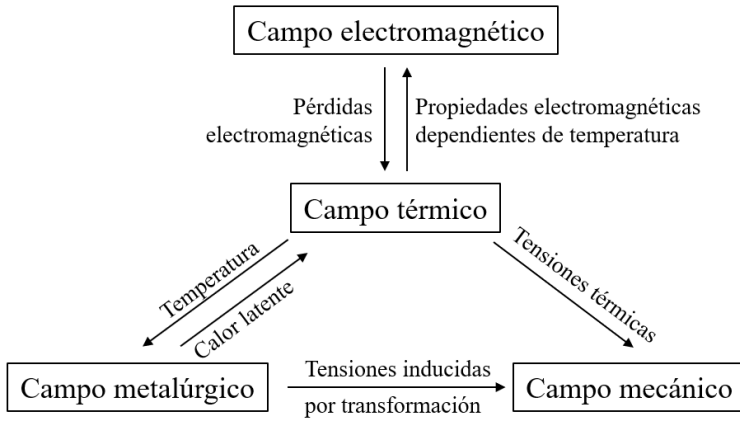


Figura 2.17: Diagrama de campos físicos más importantes que participan en el proceso y sus interacciones.

para su simulación.

### Campo electromagnético

La principal diferencia del temple por inducción respecto a otros métodos de temple (hornos, por ejemplo) es el calentamiento por inducción electromagnética. El calentamiento se da sin contacto físico entre el inductor y la pieza a calentar y se caracteriza por ser un proceso rápido y altamente eficiente, con pérdidas muy bajas. El calentamiento por inducción no se utiliza únicamente para el proceso de temple sino que tiene otras muchas aplicaciones industriales y es ampliamente utilizado en procesos de conformado en caliente. El campo electromagnético no afecta al enfriamiento, y por lo tanto, al temple de la pieza.

Tal y como se ha mencionado previamente e independientemente del proceso posterior al que se va a someter la pieza caliente, el calentamiento por inducción se produce por tres fenómenos principales: generación e inducción de campos electromagnéticos gobernadas por las ecuaciones de Maxwell, generación de calor y transferencia de calor.

El campo magnético generado en un solenoide con núcleo de aire y longitud infinita sigue la ley de Ampère, tal y como se muestra en la ecuación (2.4) (Kennedy, 2013).

$$\left| \vec{B}_\infty \right| = \frac{\mu_0 \mu_r N_C I_C}{l_C} \quad (2.4)$$

donde  $\vec{B}_\infty$  indica la densidad de flujo magnético en un solenoide con núcleo de aire y longitud infinita,  $\mu_0$  la permeabilidad magnética del vacío,  $\mu_r$  la permeabilidad magnética relativa del material,  $N_C$  el número de espiras,  $I_C$  la intensidad de la corriente que pasa por la bobina y  $l_C$  indica la longitud de la bobina.

En el caso de solenoides largos, el campo magnético generado es invariable dentro de la bobina debido a su supuesta longitud infinita y se puede aplicar la ley de Ampère. Sin embargo, las bobinas cortas no siguen esta ley y es necesario utilizar la ley genérica de Biot-Savart mostrada en la ecuación (2.5), donde se describe el campo magnético generado en cualquier punto cercano a la bobina (Kennedy, 2013; Sadiku *et al.*, 2000).

$$\vec{B}(\vec{r}) = \frac{\mu_0 I_C}{4\pi} \oint \frac{d\vec{l} \times \vec{r}}{|\vec{r}|^3} \quad (2.5)$$

La ley de Ampère es sólo un caso particular de la ley de Biot-Savart para bobinas solenoides infinitamente largas con distribución de corriente simétrica (Kennedy *et al.*, 2011a). Sin embargo, es comúnmente utilizada para soluciones analíticas del problema electromagnético con solenoides debido a su simplicidad. Siguiendo esta hipótesis, en piezas cilíndricas, una bobina infinita genera una intensidad de campo magnético en la superficie  $\vec{H}_S$  que actúa sólo en la dirección axial y que puede calcularse mediante la relación mostrada en la ecuación (2.6).

$$\vec{H}_S = \frac{I_C N_C}{l_C} \quad (2.6)$$

A partir de las ecuaciones (2.4) y (2.6), es fácil observar que en presencia de una pieza dentro de la bobina, la densidad de flujo magnético  $\vec{B}$  sigue la relación (2.7).

$$\vec{B} = \mu_0 \mu_r \vec{H} \quad (2.7)$$

En piezas calentadas por inducción, la corriente alterna inducida no se distribuye homogéneamente en la sección transversal del componente. La mayor parte de la potencia generada (alrededor del 63 %) se concentra en la capa superficial tal y como puede observarse en la Figura 2.18 lo que significa que el 86 % de la corriente generada se localiza en esa zona (Rudnev *et al.*, 2017).

En una configuración inductor-pieza, se puede observar la distribución de la corriente alterna en ambos componentes en la Figura 2.19.

La distribución de la densidad de corriente  $\vec{J}$  en el interior de la pieza cae

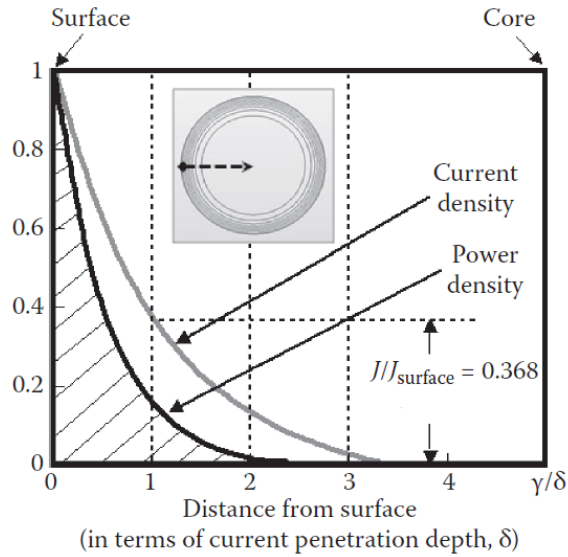


Figura 2.18: Caída exponencial (valores relativos) de la densidad de corriente y la densidad de potencia en un conductor excitado por corriente alterna (Rudnev *et al.*, 2017).

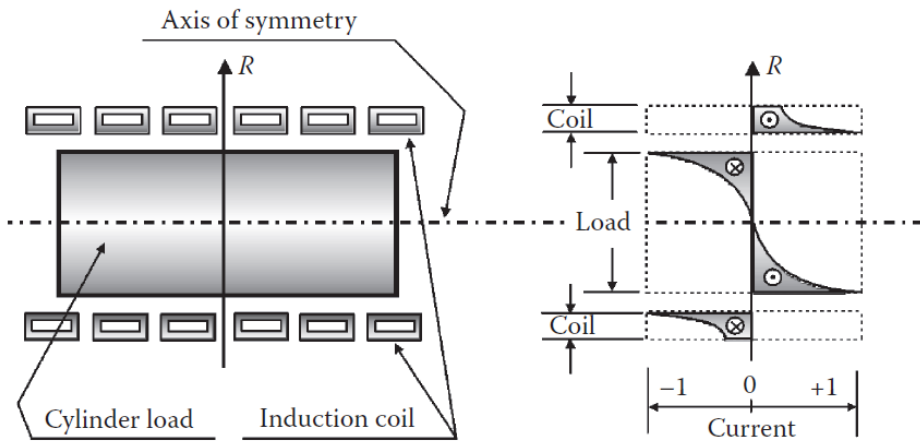


Figura 2.19: Distribución de la corriente en una configuración inductor-pieza (Rudnev *et al.*, 2017).

exponencialmente debido al efecto *skin* que se describe analíticamente mediante la

ecuación (2.8).

$$\vec{J}(x) = \vec{J}_S e^{-x/\delta} \quad (2.8)$$

donde  $\vec{J}_S$  indica la densidad de corriente en la superficie y  $\delta$  indica la profundidad de penetración o *skin depth*.

Esta expresión es válida para piezas planas o curvas en las que el radio es considerablemente mayor que la profundidad de penetración. Sin embargo, no tiene en cuenta los efectos de los bordes donde se puede concentrar la corriente con distribuciones muy dispares. La profundidad de penetración depende principalmente de la frecuencia de inducción y las propiedades del material y se conoce como profundidad de penetración o *skin depth*, pudiéndose calcular mediante la ecuación (2.9).

$$\delta = \sqrt{\frac{\rho}{\pi\mu_0\mu_r f}} \quad (2.9)$$

donde  $\rho$  es la resistividad del material y  $f$  es la frecuencia de la corriente.

Partiendo de la distribución de la densidad de corriente en el interior de la pieza, es posible estimar la generación volumétrica de calor. Los mecanismos que generan calor en el interior de la pieza son (1) las pérdidas óhmicas y (2) de histéresis. Estas últimas están representadas por el área de la curva de histéresis magnética. Sin embargo, para los sistemas de alta frecuencia, las pérdidas por histéresis se suelen despreciar en los cálculos debido a su complejidad computacional y a su bajo impacto en las pérdidas globales (Fisk *et al.*, 2018; Rudnev *et al.*, 2017). La principal causa de generación de calor para estos casos son las pérdidas óhmicas. La transferencia de energía eléctrica en calor se conoce como efecto Joule y produce las llamadas pérdidas óhmicas. Las pérdidas óhmicas  $\dot{Q}$  están relacionadas con la conductividad eléctrica  $\sigma$  y la densidad de corriente (Fisk *et al.*, 2018) según la relación (2.10).

$$\dot{Q} = \frac{1}{2\sigma} |\vec{J}|^2 \quad (2.10)$$

En esta expresión,  $\vec{J}$  indica la corriente pico del sistema.

La potencia total introducida en la pieza  $P_W$  también puede calcularse utilizando la analogía de circuito eléctrico, que sigue el planteamiento de formulación



clásica de la ecuación (2.11).

$$P_W = R_W I_W^2 \quad (2.11)$$

La resistencia equivalente de la pieza  $R_W$  depende de la geometría y de las propiedades electromagnéticas y puede calcularse mediante la ecuación (2.12), donde se tiene en cuenta el efecto de bobina corta, así como el efecto *skin* (Kennedy *et al.*, 2011b).

$$R_W = \rho \frac{l_W}{A_W} = \frac{\pi (D_W - \delta_W) \rho}{\delta_W l_c} \quad (2.12)$$

En la literatura se pueden encontrar varios trabajos en los que se aborda el problema de la resolución analítica del problema electromagnético. Davies (Davies, 1990) presentó en su libro ecuaciones analíticas para el calentamiento por inducción de cilindros basada en la resolución mediante funciones de Bessel. En su planteamiento, la distribución de la intensidad de campo magnético dentro de la pieza puede describirse con la ecuación (2.13).

$$\frac{d^2 H}{dr^2} + \frac{dH}{dr} \frac{1}{r} = 2j\alpha^2 H \quad (2.13)$$

Este planteamiento permite calcular la caída de la intensidad de campo magnético en el interior de la pieza ( $H(r)/H_S$ ), de forma similar a la planteada por la ecuación (2.8). La solución propuesta por Davies sólo es válida para cilindros sólidos y bobinas infinitas. Sin embargo, es un buen comienzo para evaluar analíticamente el calentamiento por inducción y muchos otros autores (Jankowski *et al.*, 2016; Kennedy *et al.*, 2011b, 2014) han basado su trabajo en el presentado por Davies.

Varios autores han trabajado en el desarrollo de modelos analíticos para casos más realistas, ya que las bobinas utilizadas para el calentamiento por inducción son generalmente muy cortas (Kennedy *et al.*, 2011a; Asadzadeh *et al.*, 2019). A diferencia de los solenoides infinitos, las bobinas cortas no generan un campo interno homogéneo ni el campo externo es despreciable. Esto se debe principalmente al efecto de final de pieza, que representa la distorsión del campo magnético en los extremos de la bobina. Este efecto fue estudiado por Nagaoka (Nagaoka, 1909), que presentó un factor de corrección tabulado para bobinas monocapa con núcleo de aire de longitud finita. Knight (Knight, 2010) reformuló el coeficiente tabulado para obtener la ecuación de Nagaoka. El desarrollo posterior del coeficiente de Nagaoka para bobinas cortas con piezas en su interior dio lugar al coeficiente de

Nagaoka efectivo, en el que se tiene en cuenta la fracción de bobina ocupada por la pieza (Kennedy *et al.*, 2011a). En modelos analíticos, la corrección de Nagaoka se introduce en las ecuaciones (2.4) y (2.6) para tener en cuenta estos efectos. En el trabajo presentado por Kennedy *et al.* (Kennedy *et al.*, 2011a), se concluyó que los resultados más precisos los proporciona el modelo desarrollado a partir de las ecuaciones de Davies incluyendo el coeficiente de corrección de Nagaoka, mientras que los peores modelos serían los presentados por Baker (válido sólo para bobinas cortas y Dwight y Bagai (aplicable a bobinas largas). Se ha comprobado que el coeficiente de corrección de Nagaoka modificado mejora considerablemente los resultados para las bobinas cortas y se aconseja su uso para estos casos. Sin embargo, se estudiaron materiales lineales o casi lineales y no se discutió la precisión de los modelos para materiales no lineales.

Como puede observarse en las ecuaciones expuestas, una de las principales limitaciones de la resolución analítica del problema electromagnético es que las ecuaciones analíticas se han desarrollado para geometrías muy simplificadas y no contemplan configuraciones complejas. Para solventar este problema, se utilizan métodos numéricos en la resolución de las ecuaciones electromagnéticas. En función del caso particular, se pueden utilizar diferentes métodos numéricos para resolver el problema electromagnético (FEM, FVM, FDM o BEM, entre otros). Sin embargo, el método numérico más dominante en para una gran mayoría de aplicaciones entre las que se incluye el calentamiento por inducción es el FEM (Rudnev and Loveless, 2014a).

Los fenómenos electromagnéticos se describen mediante un conjunto de ecuaciones diferenciales muy conocidas denominadas ecuaciones de Maxwell (Hömberg *et al.*, 2016). Estas ecuaciones describen los campos eléctricos y magnéticos, desde la generación del campo magnético debido a las corrientes en la bobina hasta las inducidas en el interior de la pieza, y han sido desarrolladas en base a las leyes mostradas anteriormente. En el caso de campos electromagnéticos variables en el tiempo, la forma general de las ecuaciones de Maxwell se muestra en las ecuaciones (2.14), (2.15), (2.16) y (2.17).

$$\nabla \cdot \vec{D} = \rho_f \quad (2.14)$$

$$\nabla \cdot \vec{B} = 0 \quad (2.15)$$

$$\nabla \times \vec{E} = -\frac{\partial \vec{B}}{\partial t} \quad (2.16)$$

$$\nabla \times \vec{H} = \vec{j} + \frac{\partial \vec{D}}{\partial t} \quad (2.17)$$

donde  $\vec{D}$  indica la densidad de flujo eléctrico y  $\vec{E}$  indica la intensidad del campo eléctrico.

Los métodos de FEM y FDM usan normalmente la forma diferencial de las ecuaciones de Maxwell. Sin embargo, estas ecuaciones pueden escribirse en forma integral, utilizada en el BEM.

En función del vector potencial magnético  $\vec{A}$  y suponiendo que la corriente de desplazamiento es despreciable, la combinación de las ecuaciones de Maxwell da como resultado la ecuación de difusión (2.18) que describe los fenómenos electromagnéticos para el rango de frecuencias utilizado en este estudio (Fisk *et al.*, 2018; Trowbridge, 1985)

$$\sigma \frac{\partial \vec{A}}{\partial t} - \nabla \left( \frac{1}{\mu} \nabla \vec{A} \right) = \vec{J}_s \quad (2.18)$$

El enfoque más común para resolver la ecuación (2.18) es utilizar condiciones estacionarias junto con la aproximación armónica, asumiendo así que la corriente de la fuente en la bobina es armónica, generalmente sinusoidal, por lo tanto forzando a que la respuesta sea también armónica. De esta manera, la ecuación de difusión (2.18) se puede simplificar a la ecuación (2.19).

$$i\omega\sigma\vec{A}_0 - \nabla \left( \frac{1}{\mu} \nabla \vec{A}_0 \right) = \vec{J} \quad (2.19)$$

La solución en estado estacionario utilizando la aproximación armónica sólo es válida si la permeabilidad magnética del material es lineal. Dado que la relación entre el campo electromagnético y la densidad de flujo es no lineal para los materiales ferromagnéticos, es necesario introducir varias adaptaciones en el cálculo de la permeabilidad magnética lineal requerida por los modelos. Uno de los métodos para llevarlo a cabo es el cálculo de una permeabilidad efectiva mediante un material lineal ficticio, desarrollado por Labridis and Dokopoulos (Labridis and Dokopoulos, 1989) y utilizado en varios trabajos (Fisk *et al.*, 2018; Guerrier *et al.*, 2016; Schwenk *et al.*, 2012). La base fundamental de este método es que el material lineal ficticio tiene la misma densidad de pérdidas por corrientes de Foucault

que el verdadero material no lineal. La permeabilidad efectiva en el punto  $i$  puede calcularse con la ecuación (2.20).

$$\mu_i^e = \frac{w_{1i} + w_{2i}}{(H_{mi}^e)^2} \quad (2.20)$$

donde las ecuaciones (2.21) y (2.22) corresponden a los límites superior e inferior de la densidad de co-energía magnética del material real  $w_i$ , respectivamente.

$$w_{1i} = \int_0^{H_{mi}^e} B dH \quad (2.21)$$

$$w_{2i} = \frac{1}{2} B_{mi} H_{mi}^e \quad (2.22)$$

El material ficticio es lineal en cualquier instante y posición, pero su permeabilidad magnética cambia temporalmente y en función de los puntos de estudio según la temperatura y el campo magnético aplicados. La Figura 2.20 muestra la curva real de magnetización (línea azul discontinua), su linearización (línea roja de puntos) y la permeabilidad efectiva del material ficticio (línea negra), en la que su co-energía magnética (en naranja) es igual a la de la curva real de magnetización (en azul).

Los *solvers* electromagnéticos basados en FEM, como Flux o ANSYS Maxwell, resuelven el sistema de ecuaciones para frecuencias definidas y utilizan normalmente la aproximación armónica. La principal ventaja de utilizar FEM es que pueden evaluarse fácilmente diferentes geometrías, a diferencia de los modelos analíticos con limitaciones geométricas. Sin embargo, los cálculos por FEM requieren tiempos de cálculo mucho más largos. Autores como Kolanska-Pluska *et al.* (Kolanska-Pluska *et al.*, 2012) afirman que, para bobinas finitas, se requiere siempre un cálculo mediante métodos numéricos y sólo se pueden evaluar analíticamente las bobinas infinitas.

Uno de los aspectos más importantes del problema acoplado electromagnético-término es la interacción entre las físicas, por lo que se requiere de una simulación bidireccional o iterativa debido a la no linealidad del material. Por lo tanto, en cada incremento de tiempo se han de resolver ambas físicas, aumentando enormemente el coste computacional.

Las propiedades electromagnéticas de los materiales dependen principalmente de la temperatura, pero también pueden depender de la composición química, la microestructura o el estado tensional del material. La evolución de estas propiedades durante el calentamiento por inducción se ha descrito mediante varias relaciones

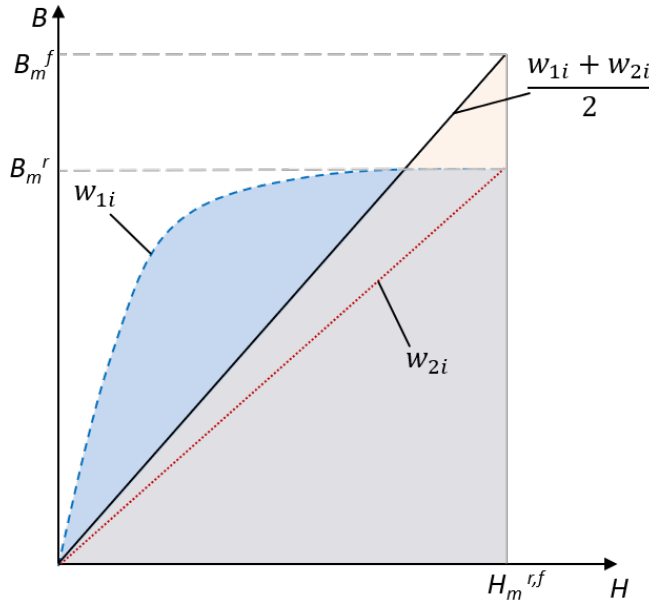


Figura 2.20: Representación de una curva de magnetización mostrando la curva real, su linearización y la permeabilidad efectiva del material ficticio.

obtenidas empíricamente que se presentarán en capítulos posteriores.

La microestructura ferrítica de los aceros de baja aleación, como el 42CrMo4, es generalmente ferromagnética, por lo que los dipolos magnéticos están orientados en la misma dirección, reaccionando fuertemente con el campo magnético aplicado. Cuando la microestructura se convierte en austenítica, su capacidad de magnetización disminuye bruscamente y el material se convierte en paramagnético, cuya atracción es considerablemente más débil que en el caso del ferromagnetismo, llegando la permeabilidad relativa al valor unitario. Por lo tanto, la profundidad de penetración aumenta considerablemente cuando el acero se convierte en paramagnético. La transición entre el ferromagnetismo y el paramagnetismo se produce a la llamada temperatura de Curie ( $T_C$ ), que suele oscilar entre  $700^\circ C$  y  $800^\circ C$ .

A la hora de calcular la profundidad de penetración con la ecuación (2.9), especialmente para los casos tridimensionales, es habitual considerar la permeabilidad magnética en la superficie, ya que la distribución dentro de la pieza no es homogénea ni siquiera a temperatura ambiente (Rudnev *et al.*, 2017).

## Campo térmico

Una vez calculada la pérdida de calor electromagnética, se ha de analizar el sistema térmicamente. La pieza se enfrenta a tres mecanismos térmicos:

1. Conducción de calor dentro de la pieza
2. Convección desde la superficie al medio circundante
3. Pérdidas de calor por radiación

La ecuación de calor (2.23), que deriva de la primera ley de termodinámica para el caso en el que no hay transferencia de masa ni fuentes de radiación externas, describe la distribución de la temperatura en la pieza considerando una fuente de generación de calor externa.

$$\rho c_P \frac{\partial T}{\partial t} - \nabla \cdot (\kappa \nabla T) = \dot{Q} \quad (2.23)$$

donde  $\rho$  indica la densidad,  $c_P$  el calor específico,  $\kappa$  la conductividad térmica del acero y  $\dot{Q}$  indica la generación de calor en una pieza.

En los procesos térmicos participan dos propiedades de material principales:

- **Conductividad térmica** designa la velocidad a la que el calor se desplaza a través de una pieza conductora.
- **Calor específico** indica la cantidad de energía necesaria para subir la temperatura 1°C por unidad de masa.

En ambos casos, además de depender de la temperatura, las propiedades térmicas dependen de la microestructura existente en el acero. Tanto durante el calentamiento como en el enfriamiento se dan una serie de cambios de fase microestructural, por lo que las propiedades térmicas pueden cambiar bruscamente. En la Figura 2.21 se muestra una evolución habitual de las propiedades térmicas en aceros.

Las ecuaciones que describen las propiedades térmicas de los aceros y los valores obtenidos para el acero 42CrMo4 se abordan en los siguientes capítulos.

La convección forzada por el medio de temple se introduce en los modelos como una condición de contorno de convección ya que, como se ha mencionado anteriormente, es habitual no considerar la dinámica de fluidos en los modelos multifísicos de temple por inducción por su elevada complejidad, pudiendo simplificar este campo físico mediante la aplicación de elementos de contorno. Para ello, es necesario

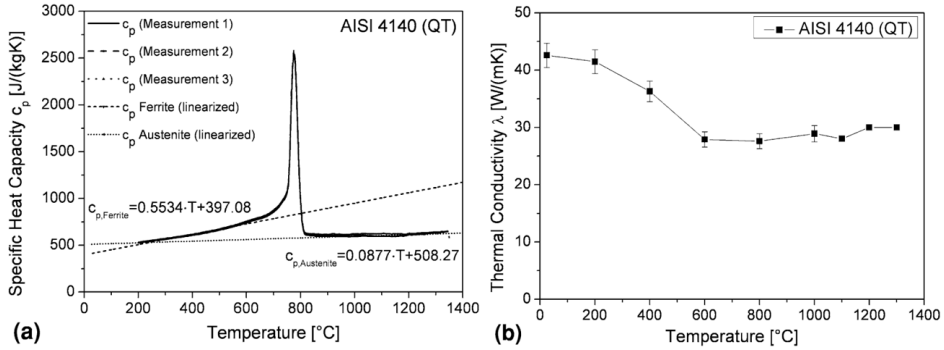


Figura 2.21: Propiedades térmicas de un acero AISI 4140 templado y revenido (Schwenk *et al.*, 2013).

conocer el coeficiente de convección. El coeficiente de convección se puede estimar a partir de temperaturas medidas experimentalmente utilizando el método inverso de gradiente de temperatura presentado en Liščić and Filetin (Liščić and Filetin, 2012). El modelo se basa en la resolución de la ecuación de calor unidimensional (2.24) para un caso particular de enfriamiento en un cilindro de radio determinado.

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \kappa \frac{\partial T}{\partial r} \right) \quad (2.24)$$

En el método planteado por Liščić and Filetin (Liščić and Filetin, 2012) se considera que la temperatura inicial es homogénea en la pieza, con el valor obtenido mediante el termopar soldado a la superficie. El problema a resolver se convierte en la resolución de la ecuación (2.25) en la posición  $r = R$  partiendo de una temperatura exterior medida en la superficie de la pieza y la temperatura del fluido de temple.

$$\kappa \frac{\partial T}{\partial r} = -h (T - T_{ex}) \quad (2.25)$$

Para ello, la resolución del problema sigue el procedimiento mostrado a continuación, que se repite para cada paso de tiempo, que ha de estar discretizado correctamente para evitar problemas en la resolución de las ecuaciones:

1. Resolver la ecuación (2.24) en el dominio del espacio para  $0 < r < r_1$  partiendo de la temperatura de la superficie obtenida experimentalmente como condición de contorno de tipo Dirichlet en  $r = r_1$ , donde  $r_1$  es un punto subsuperficial.

2. Extender la solución de  $r = r_1$  a  $r = R$ .
3. Utilizando la ecuación (2.25), calcular el coeficiente de convección  $h(T)$ .

El coeficiente de convección tiene normalmente una forma no-monotónica tal y como se muestra en la Figura 2.22. Esta forma es habitual en casos de convección forzada por medios de temple, ya que el enfriamiento ocurre en cuatro regímenes diferenciados: ebullición de película (*film boiling*), ebullición de transición, ebullición nucleada (*nucleate boiling*) y enfriamiento por convección libre. Este fenómeno ocurre por el efecto Leidenfrost, que se da cuando un líquido contacta con una superficie muy caliente - por encima de su temperatura de ebullición - y se genera una capa de vapor entre el líquido y la superficie, disminuyendo la capacidad de enfriamiento del fluido.

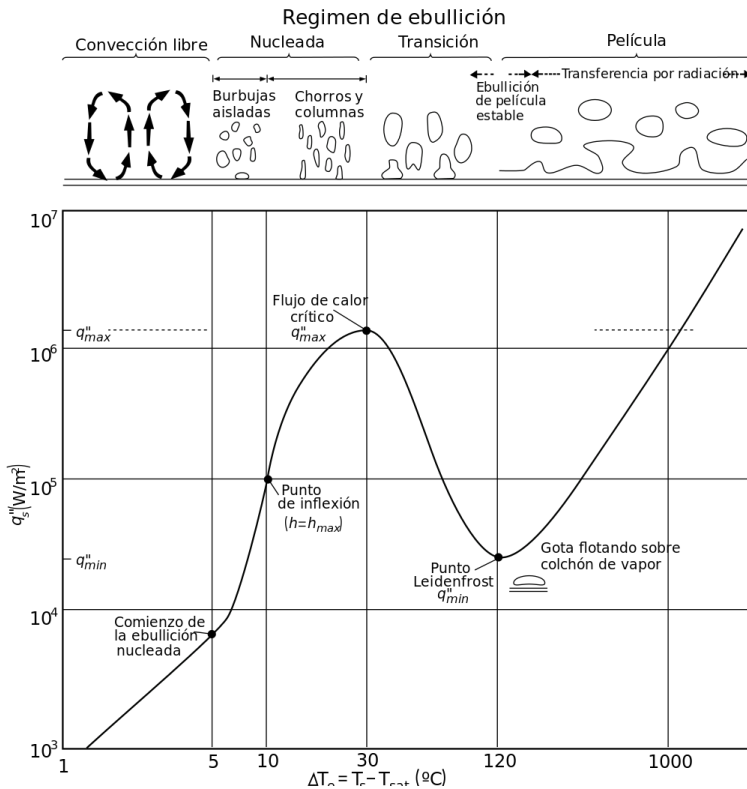


Figura 2.22: Regímenes de ebullición en un diagrama de coeficiente de convección en función de la temperatura.



Durante el enfriamiento, la austenita generada en el calentamiento se enfría rápidamente para obtener estructuras con mejores propiedades mecánicas, como puede ser la martensita. El enfriamiento afecta principalmente en el campo microestructural, pero hay un efecto térmico muy importante asociado a los cambios microestructurales, denominado calor latente de transformación.

Cuando se da una transformación microestructural, por su carácter exotérmico, ocurre una liberación de calor en la pieza. Este fenómeno se llama recalcancia (Guo *et al.*, 2017). La descomposición de la austenita en martensita está especialmente acompañada por el fenómeno de recalcancia, que puede generar un aumento de temperatura en la pieza si el ratio de enfriamiento es inferior al ratio de calor generado, no siendo capaz de disipar ese calor rápidamente. A este efecto se le llama calor latente de transformación. El efecto de recalcancia limita el tamaño de grano final que se puede obtener en la pieza, limitando la generación de microestructura fina (Guo *et al.*, 2017).

El calor latente  $Q_{\text{latente}}$  generado en la pieza se calcula con la ecuación (2.26).

$$Q_{\text{latente}} = \sum \Delta H_{i,j} \frac{\Delta F_{i,j}}{\Delta t_j} \quad (2.26)$$

El cambio de entalpía  $\Delta H$  depende de la densidad y el calor específico de cada fase y se puede calcular con la ecuación (2.27).

$$\Delta H(T) = \int_{T_0}^T \rho c_p dT \quad (2.27)$$

## Campo metalúrgico

El campo metalúrgico o microestructural es una de las más importantes y complejas de las que participan en los procesos de temple. La predicción de las fases estructurales que componen un material implica el estudio de los diagramas de TTT y CCT.

Durante el calentamiento, la microestructura inicial se transforma en austenita a medida que la temperatura aumenta y supera las temperaturas críticas de austenización. Para describir la fracción de austenita transformada durante el calentamiento, en la literatura se pueden encontrar numerosos modelos, entre los cuales destaca la ecuación modificada de Koistinen y Marburger (2.28) (Xia and

Jin, 2017).

$$f_\gamma = 1 - \exp\left(k \frac{AC_1 - T}{AC_1 - AC_3}\right) \quad (2.28)$$

El coeficiente  $k$  se suele asumir constante con un valor de  $0,011 \text{ K}^{-1}$  (Rohde and Jeppsson, 2000). Otros autores han utilizado modelos más simples como relaciones lineales sin base empírica o modelos modificados de Avrami (Wang *et al.*, 2018).

El tamaño de grano de la austenita depende de la temperatura alcanzada y del tiempo de mantenimiento a altas temperaturas, así como de otros parámetros que pueden medirse experimentalmente. La ecuación (2.29) se utiliza para evaluar el crecimiento de grano de la austenita (Fisk *et al.*, 2018).

$$g^n - g_0^n = k \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) t \quad (2.29)$$

donde  $g_0$  indica el tamaño de grano inicial,  $Q$  la energía de activación y  $R$  es la constante universal de los gases.

En el caso de las transformaciones con difusión, la fracción de fase formada puede ser calculada mediante el modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Komogorov (JMAK) modificado (Carlone and Palazzo, 2011), comúnmente conocido como modelo de Avrami (2.30).

$$f_{i,j} = 1 - \exp\left(-a(T_j) t_j(T)^{n(T_j)}\right) \quad (2.30)$$

donde los parámetros de difusión  $a(T)$  y el exponente de transformación  $n(T)$  dependen de la cinemática de cada fase microestructural  $i$  y se calculan utilizando los diagramas TTT (Carlone and Palazzo, 2011) con las ecuaciones (2.31) y (2.32).

$$a(T) = -\ln(F_s) \tau_s(T)^{-n(T)} \quad (2.31)$$

$$n(T) = \frac{\ln[\ln(F_f) - \ln(F_s)]}{\ln[\tau_s(T)] - \ln[\tau_f(T)]} \quad (2.32)$$

Las fracciones de inicio  $F_s$  y final de transformación  $F_f$  suelen definirse en 1% y 99%, respectivamente. Como la ecuación de Avrami es válida únicamente para procesos isotérmicos, se ha de adaptar el modelo para acoger transformaciones en regímenes no-isotérmicos. Para ello, se utiliza la regla de aditividad de Scheil (Denis *et al.*, 1987; Guo *et al.*, 2017; Lyassami *et al.*, 2018; Rohde and Jeppsson, 2000), que permite tener en cuenta los procesos de nucleación y crecimiento en regímenes

no-isotérmicos. De esta forma, el enfriamiento se divide en segmentos isotérmicos, permitiendo el uso de los diagramas TTT del material.

Siguiendo la regla de aditividad propuesta por Scheil (2.33), se incluye el concepto de tiempo ficticio, que representa el tiempo necesario a una temperatura específica  $T_j$  para obtener una fracción de fase transformada equivalente.

$$t_{j,\text{fict}}(T_j) = \left[ \frac{-\ln(1 - F_{i,j})}{a(T_j)} \right] \frac{1}{n(T_j)} \quad (2.33)$$

Por lo tanto, el tiempo total a la temperatura  $T_j$  es la suma del tiempo ficticio y la duración del paso temporal para dar la ecuación (2.34).

$$t_j(T) = \Delta t_j + t_{j,\text{fict}} = \Delta t_j + \left[ \frac{-\ln(1 - F_{i,j})}{a(T_j)} \right] \frac{1}{n(T_j)} \quad (2.34)$$

En la Figura 2.23 se puede observar una representación esquemática de la ley de Avrami junto con la ley de aditividad de Scheil, en la que se muestran los periodos isotérmicos que componen el enfriamiento no-isotérmico y la representación de la ley de aditividad y el tiempo ficticio.

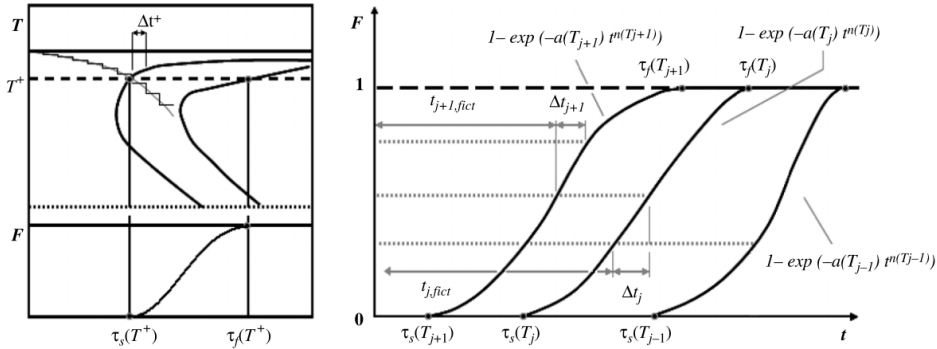


Figura 2.23: Representación esquemática de la ley de Avrami con la ley de aditividad de Scheil (Carlone *et al.*, 2010).

Teóricamente, el modelo de Avrami se puede utilizar únicamente para transformaciones de una sola fase, no pudiendo calcular las fracciones generadas en transformaciones multifase como por ejemplo, bainita y perlita (Carlone *et al.*, 2010). Sin embargo, autores como (Carlone *et al.*, 2010; Eser *et al.*, 2016; Pascon *et al.*, 2004; Denis *et al.*, 1992) han utilizado este modelo para predecir las transformacio-

nes perlíticas y bainíticas. Existen otra serie de modelos específicos para el estudio en profundidad de los aceros bainíticos, cuya transformación es más compleja.

Existe una alternativa al modelo JMAK ampliamente extendida en la literatura. Leblond and Devaux (Leblond and Devaux, 1984) desarrollaron un modelo para el cálculo de transformación multi-fase no isotérmica, en el que se introduce el efecto del tamaño de grano de austenita. El modelo es válido tanto para transformaciones con difusión como las martensíticas e incluye un nuevo término, la proporción de equilibrio, que muestra la fracción de fase que se generaría en el caso de la temperatura se mantuviese constante en un periodo de tiempo infinito. Este modelo incluye las relaciones entre la fracción de las fases, la velocidad de transformación, la velocidad de enfriamiento y la temperatura. El modelo simple bi-fásico (válido para transformaciones martensíticas y de austenización) se puede extender a transformaciones con  $n$  fases y varias transformaciones, incluso simultáneas. Los parámetros necesarios para utilizar el modelo de Leblond se extraen de las curvas CCT del material.

El modelo de Austin-Rickett (AR) ha sido desarrollado para transformaciones con difusión. Este modelo difiere del modelo JMAK ya que no se trata de un modelo analítico sino empírico. Hay autores (Tehler, 2009) que, en sus trabajos, concluyen que hay casos en los que el modelo AR es más preciso que el de Avrami y que se ajusta mejor a los resultados experimentales, aunque su aplicación general no está extendida por su base empírica.

Las transformaciones sin difusión se pueden calcular utilizando la ley de Koistinen and Marburger (Koistinen and Marburger, 1959) o KM, que sirve únicamente para las transformaciones austenita-martensita y no tiene en cuenta el hecho de que puedan existir otras fases no martensíticas. Numerosos autores han modificado la ley para incluir este efecto, no asumiendo que toda la austenita se convierta en martensita (Hömborg *et al.*, 2016; Rohde and Jeppsson, 2000; Denis, 1996). Se considera que estas transformaciones dependen únicamente de la temperatura y no existe un periodo de incubación, por lo que la transformación es inmediata. Por lo tanto, la ley de KM modificada (2.35) calcula la fracción volumétrica de martensita formada considerando la fracción de austenita transformable:

$$f_{\alpha'} = f_{\gamma} [1 - \exp(-\alpha_M (M_S - T))] \quad (2.35)$$

Varios autores concuerdan en aplicar  $\alpha_M = 0,011$  (Koistinen and Marburger, 1959; Chen, 1998; Pan *et al.*, 2017) para aceros si la temperatura es superior a  $-80$  °C.

También existe un modelo lineal que algunos autores utilizan para las transformaciones sin difusión y evitar utilizar el modelo de base empírica de Koistinen y Marburger (Hamelin *et al.*, 2014). Este modelo lineal depende únicamente de las temperaturas de inicio y fin de martensita y temperatura actual del punto de transformación por lo que no tiene ningún otro parámetro de ajuste obtenido empíricamente. Hamelin *et al.* (Hamelin *et al.*, 2014) establecen que el modelo lineal de transformación martensítica es suficientemente preciso para el caso particular que presenta, por lo que no es necesario utilizar el modelo de Koistinen y Marburger.

El modelo parabólico de Yu (Yu, 1977) se puede utilizar para calcular las transformaciones sin difusión. El modelo se basa en el hecho de que el modelo clásico de Koistinen y Marburger no tiene en cuenta la relación entre la temperatura de inicio de martensita  $M_s$  y la evolución de la fase de martensita, por lo que no es capaz de representar la transformación martensítica en todo el rango de temperaturas  $M_s$  a  $M_f$  ni obtener un valor de 100 % de martensita. Por lo tanto, con el modelo parabólico de Yu, derivado del modelo lineal previamente presentado, se puede calcular la transformación total de fase martensita, si la temperatura final se encuentra por debajo de  $M_f$ . Sin embargo, el modelo de KM modificado es el más utilizado en la literatura (Simsir, 2014).

Numerosos autores se plantean las diferencias entre los modelos de cinéticas de transformación generalizados mencionados anteriormente. El modelo de transformaciones no isotérmicas de Leblond es aplicable a cualquier tipo de transformaciones, tanto difusivas como no difusivas, y no es necesario realizar ajustes para su aplicación en enfriamientos no isotérmicos. El modelo de Avrami, por el contrario, es únicamente válido para transformaciones con difusión y se ha de ajustar para enfriamientos rápidos, ya que se trata de un modelo isotérmico. Sin embargo, la mayoría de los autores utilizan este último modelo para realizar sus cálculos volumétricos de transformaciones de fases en enfriamiento. Esto es debido a la simplicidad de incorporación al modelo numérico, ya que el modelo de Leblond es considerablemente más complejo. Autores como Xia and Jin (Xia and Jin, 2017) mencionan en su trabajo que en tratamientos térmicos generales se puede utilizar la combinación de los modelos de Avrami y KM. Sin embargo, para casos en los que los ratios de calentamiento y enfriamiento son muy elevados, como en la soldadura, los autores recomiendan utilizar el modelo modificado de KM para el calentamiento y el de Leblond para la fase de enfriamiento, ya que está más preparado para enfriamientos no isotérmicos de gran velocidad.

La gran mayoría de autores utilizan la combinación de modelos de Avrami y KM para simular el enfriamiento en diferentes temples entre los que se encuentra

el temple por inducción, demostrando que es posible obtener resultados adecuados con estos modelos (Denis *et al.*, 1992; Bammann *et al.*, 1996; Yuan *et al.*, 2003; Yaakoubi *et al.*, 2013; Spezzapria *et al.*, 2016).

La dureza del material depende de la fase presente en el material y de su composición química. La dureza Vickers de cada fase puede calcularse mediante las ecuaciones (2.36), (2.37) y (2.38) (Cao *et al.*, 2012; Li *et al.*, 2016).

$$HV_M = 127 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21 \log(V_r) \quad (2.36)$$

$$HV_B = -323 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo \\ + (89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo) \log(V_r) \quad (2.37)$$

$$HV_{FP} = 42 + 223C + 53Si + 30Mn + 12,6Ni + 7Cr + 19Mo \\ + (10 - 19Si + 4Ni + 8Cr + 130V) \log(V_r) \quad (2.38)$$

donde  $V_r$  denota la velocidad de enfriamiento a 700°C en °C/h y los elementos químicos se representan en porcentaje másico.

Como el material se encuentra bajo transformaciones de fases, se utiliza la suma proporcional de las propiedades de cada fase y su fracción volumétrica para evaluar cualquier propiedad  $P$  del material según la relación (2.39).

$$P(f, T) = \sum_{i=1}^5 P_i(T) f_i \quad (2.39)$$

### Campo mecánico

El campo mecánico es el causante de las denominadas tensiones residuales, referido al estado tensional resultante de un proceso productivo. Los gradientes de temperatura que se generan en la pieza, en combinación con las transformaciones microestructurales, dan lugar a unas deformaciones plásticas muy particulares y por lo tanto a un estado tensional final no relajado en la pieza. La transformación microestructural también se puede dar bajo tensiones externas (por ejemplo, ejercidas por las mordazas de sujeción en un temple por inducción), cuyo impacto afecta tanto a la generación de tensiones como a la propia transformación, ya que un estado tensional externo desplaza el diagrama TTT o CCT en el eje horizontal

y afecta a la temperatura de comienzo de martensita, aunque este efecto no se estudia en esta tesis doctoral.

Para definir el comportamiento termomecánico de un material que está sufriendo una transformación de fases, se han de tener en cuenta los aspectos mecánico y metalúrgico y también las interacciones entre ambos. La evolución de las tensiones residuales se puede dividir en cuatro etapas, dos en el calentamiento y dos en el enfriamiento. La Figura 2.24 muestra la evolución de las tensiones en la superficie en un ciclo completo.

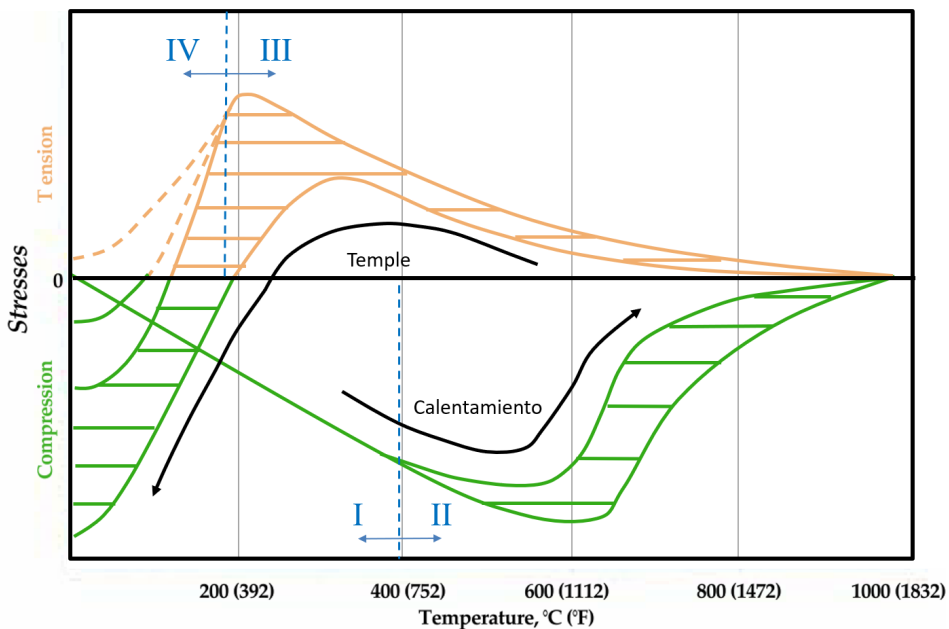


Figura 2.24: Representación esquemática de la evolución de las tensiones durante un proceso de temple (Rudnev and Loveless, 2014b).

- **Etapa I** Se da en el inicio del calentamiento, en el que la superficie comienza a calentarse y expandirse pero el núcleo de la pieza permanece a temperaturas bajas. Esto genera tensiones de compresión en la superficie ya que intentará expandirse y el núcleo, menos caliente, tenderá a mantener las dimensiones.
- **Etapa II** La temperatura en todo el componente se va homogeneizando y a medida que el núcleo adquiere temperaturas más elevadas, las tensiones de compresión que se encuentran en la superficie se van relajando. Además, a mayores temperaturas, el acero comienza a tener un comportamiento más

viscoso, favoreciendo la expansión. Las tensiones se relajan hasta llegar a un punto de libre expansión para toda la pieza si el calentamiento se realiza en todo el volumen.

- **Etapa III** Una vez comenzado el enfriamiento mediante la aplicación de medios de temple en la superficie, las zonas más frías tenderán a contraerse. Sin embargo, como el núcleo no es capaz de disipar calor tan rápidamente, continuará estando en un estado de expansión, generando tensiones de tracción en la superficie. Esta etapa termina al inicio de la transformación microestructural.
- **Etapa IV** La transformación microestructural está asociada a un cambio volumétrico de expansión, ya que el volumen de la estructura martensítica es mayor al de la estructura austenítica. Este efecto reduce las tensiones de tracción existentes en la superficie. Dependiendo de los ratios de enfriamiento, las tensiones pueden llegar a ser de compresión, favoreciendo el buen comportamiento a fatiga del componente.

Las tensiones residuales se dividen en tres tipos dependiendo de la escala en la que se auto-equilibran (Bhadeshia, 2012).

- **Tipo I: Escala macroscópica** Son tensiones generadas normalmente por heterogeneidades asociadas a operaciones térmicas o mecánicas aplicadas en la pieza.
- **Tipo II: Escala mesoscópica** Se asocia con el equilibrio de tensiones a nivel de dimensión de varios granos microestructurales. Se da debido a pequeñas heterogeneidades de granos microestructurales respecto a la matriz que lo rodea. Son especialmente peligrosas debido a su asociación con el inicio de daño en la pieza, ya que favorecen la nucleación de grietas.
- **Tipo III: Escala microscópica** Se generan principalmente en la dimensión de un solo grano microestructural, teniendo un comportamiento similar al tipo II. Favorecen la concentración de tensiones a nivel microscópico.

En esta tesis doctoral el estudio de generación de tensiones residuales se centra en la escala macroscópica. La ecuación macroscópica que gobierna el comportamiento de un material sometido a cambios de temperatura y transformación de fases se basa en que la velocidad de elongación unitaria total es la suma de dife-



rentes contribuyentes (Sjöström, 1992). El tensor de deformación se define con la ecuación (2.40)

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{\text{el}} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{\text{th}} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{\text{tr}} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{\text{pl}} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{\text{tp}} \quad (2.40)$$

donde  $\dot{\varepsilon}_{ij}^{\text{el}}$  indica la deformación elástica,  $\dot{\varepsilon}_{ij}^{\text{th}}$  la deformación térmica,  $\dot{\varepsilon}_{ij}^{\text{tr}}$  la deformación de transformación,  $\dot{\varepsilon}_{ij}^{\text{pl}}$  la deformación plástica,  $\dot{\varepsilon}_{ij}^{\text{tp}}$  la plasticidad inducida por la transformación.

A continuación se detalla cada contribuyente (Sjöström, 1992):

**Deformación elástica** La relación constitutiva entre la deformación elástica y las tensiones sigue la ley de Hooke mostrada en la ecuación (2.41), que depende del módulo de Young y el ratio de Poisson del material.

$$\frac{d\varepsilon_{ij}^{\text{el}}}{dt} = \frac{d}{dt} \left\{ \frac{1}{E} [(1 - \nu) \sigma_{i,j} - \delta_{i,j} \nu \sigma_{mm}] \right\} \quad (2.41)$$

**Deformación térmica** Las deformaciones térmicas son causadas por la dilatación y contracción isotrópica del material debido al cambio de temperatura. La aparición de tensiones de origen térmico están asociadas a los gradientes de temperatura dentro de una pieza y ocurre cuando diferentes regiones de la pieza se expanden o contraen con el cambio de temperatura. Cada fase microestructural tiene un Coeficiente de Expansión Térmica (CTE) diferente, que se evalúa mediante ensayos de dilatometría. La deformación térmica se puede calcular con la ecuación (2.42)

$$\delta_{i,j} \frac{d\varepsilon_{ij}^{\text{th}}}{dt} = \delta_{i,j} \frac{d}{dt} \left( \sum_{k=1}^6 f_k \varepsilon_k^{\text{th}} \right) \quad (2.42)$$

donde para un caso unidireccional se simplifica a la ecuación (2.43).

$$\varepsilon_k^{\text{th}} = \alpha (T - T_{\text{ref}}) \quad (2.43)$$

**Deformación de transformación** Cuando ocurre una transformación de fases, se da un cambio volumétrico en las zonas transformadas, ya que ocurre una reestructuración de las estructuras cristalinas (por ejemplo, ferrita BCC a austenita FCC y posteriormente a martensita BCT). Esta deformación es puramente volumétrica y depende de las fracciones de fases y el volumen de cada una de éstas, tal

y como se muestra en la ecuación (2.44).

$$\delta_{i,j} \frac{d\varepsilon_{ij}^{tr}}{dt} = \delta_{i,j} \frac{d}{dt} \left( \sum_{k=1}^6 f_k \varepsilon_k^{tr} \right) \quad (2.44)$$

Las deformaciones térmica y de transformación pueden tratarse como una a la hora de implementarse en un modelo de cálculo tal y como se muestra en la ecuación (2.45), puesto que ambas pueden relacionarse a través de las deformaciones totales medidas experimentalmente mediante un ensayo de dilatometría.

$$\varepsilon_{ij}^{tt} = \varepsilon_{ij}^{th} + \varepsilon_{ij}^{tr} \quad (2.45)$$

En la Figura 2.25 puede observarse un gráfico de dilatometría en el que se muestran las contribuciones de la deformación térmica y la de transformación.

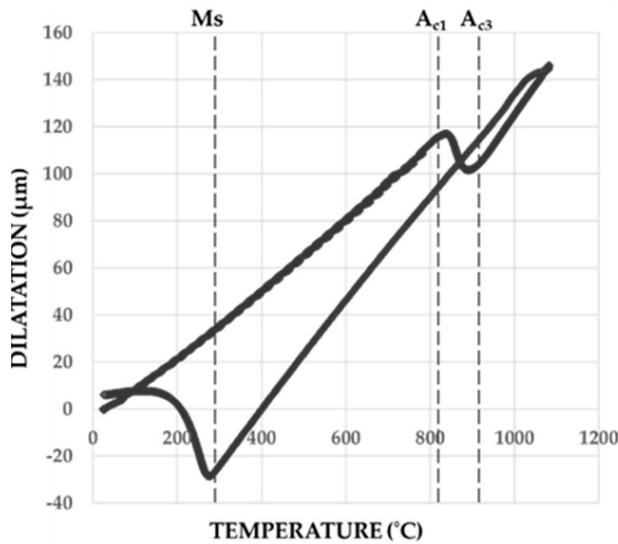


Figura 2.25: Representación esquemática de un ensayo de dilatometría en el que se marcan las temperaturas de inicio y fin de las transformaciones (Papaefthymiou *et al.*, 2019).

**Deformación plástica convencional** Cuando la tensión en el material supera el límite elástico, su comportamiento cambia y no sigue la ley de Hooke aplicable en el rango elástico. El comportamiento elastoplástico del material puede describirse utilizando diferentes modelos, siendo uno de los más utilizados el modelo de

endurecimiento isotrópico bilineal que se muestra en la Figura 2.26.

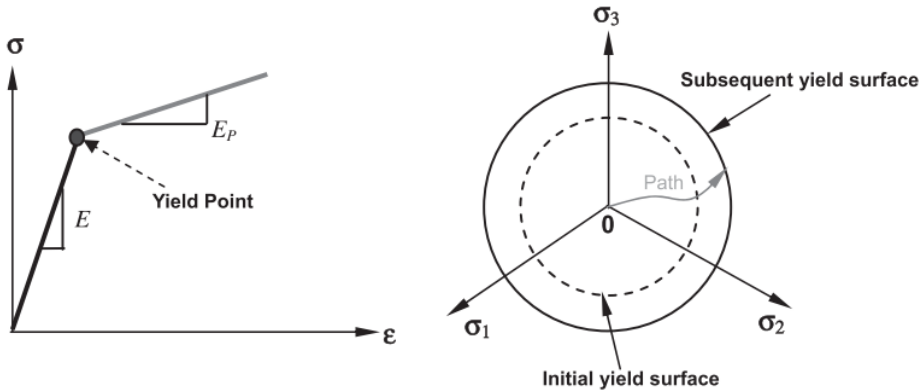


Figura 2.26: Representación esquemática del modelo bilineal (izq.) y del endurecimiento isotrópico (dcha.) (Deng, 2015).

En el rango plástico, el modelo de endurecimiento bilineal puede simplificarse con la relación (2.46)

$$\sigma = E_T \varepsilon^{pl} \quad (2.46)$$

donde  $E_T$  indica el módulo tangente.

En el modelo de endurecimiento isotrópico, utilizado por numerosos autores para la simulación del temple por inducción para aceros de baja aleación como el 42CrMo4 (Denis, 1996; Rohde and Jeppsson, 2000; Pascon *et al.*, 2004; Chaouch *et al.*, 2012), la superficie de fluencia se expande uniformemente en todas las direcciones con el flujo plástico como puede verse en la Figura 2.26, por lo que ocurre un aumento gradual del límite elástico con el aumento de la deformación plástica según la ecuación (2.47)

$$\sigma_Y = \sigma_{Y_0} + E_T \varepsilon^{pl} \quad (2.47)$$

donde  $\sigma_Y$  indica el límite elástico del material y  $\sigma_{Y_0}$  indica el límite elástico inicial.

Otros autores (Bhattacharyya *et al.*, 2017; Xie *et al.*, 2015) han utilizado modelos de plasticidad cinemáticos u otros modelos más complejos (Chaboche o Johnson-Cook) para describir el comportamiento plástico del 42CrMo4. Estos modelos son generalmente más difíciles de calibrar por su carácter no lineal y requieren ensayos experimentales más extensos.

**Plasticidad inducida por la transformación (*Transformation Induced Plasticity* o TRIP)** La plasticidad inducida por la transformación es un mecanismo de deformación permanente que ocurre cuando se da una transformación de fases en estado sólido bajo tensiones, que pueden ser incluso inferiores a la tensión elástica límite de las fases transformadas (Leblond, 2001; Rohde and Jeppsson, 2000). En un proceso como el temple por inducción, estas tensiones son generadas por los gradientes de temperatura y su consiguiente estado tensional generado. El efecto fue introducido en 1986 por Leblond *et al.* (Leblond *et al.*, 1986a,b) y supuso un antes y un después en el cálculo de las tensiones residuales en procesos con transformaciones en estado sólido, mejorando considerablemente los modelos de cálculo. Esta plasticidad está asociada al cambio volumétrico de las fases, puesto que la fase más débil se plastifica para acomodar a una fase en crecimiento (Karlsson *et al.*, 1992).

El TRIP es el resultado de la combinación de dos mecanismos microscópicos (Pont and Guichard, 1995; Leblond, 2001):

1. **Greenwood-Johnson:** La diferencia de volúmenes entre dos fases genera tensiones microscópicas, suficientes para generar plasticidad por acomodación en la fase más débil (Greenwood and Johnson, 1964).
2. **Magee:** En presencia de tensiones externas, las capas de martensita generadas se orientan en una dirección preferencial, afectando a la forma de la pieza (Magee, 1966). El efecto Magee no se tiene en cuenta en muchos modelos desarrollados, ya que su contribución a la deformación plástica por transformación es pequeña y complica el modelo numérico (Deng and Murakawa, 2013).

El TRIP se da principalmente en las transformaciones martensítica y bainítica, donde la fase más débil, austenita, se deforma según el mecanismo de Greenwood-Johnson. Leblond *et al.* (Leblond *et al.*, 1986a) desarrolló modelos para el cálculo de las deformaciones en diferentes casos de comportamiento mecánico del material y sus fases, desde la plasticidad ideal hasta endurecimientos isotrópicos o cinemáticos, ignorando la contribución del mecanismo de Magee.

La expresión generalizada para casos de tensión multiaxial se formula con la ecuación (2.48).

$$\frac{d\varepsilon_{ij}^{tp}}{dt} = \frac{3}{2} K \sigma'_{ij} g(f) \frac{df}{dt} \quad (2.48)$$

La función  $g(f)$  ha sido descrita de diferentes formas en la literatura, mostradas en la Tabla 2.1.

Tabla 2.1: Funciones  $g(f)$  más utilizadas en la literatura

<b>Modelo</b>	<b>Referencia</b>
$g(f) = f(2 - f)$	(Denis, 1996; Kaiser <i>et al.</i> , 2020)
$g(f) = f(1 - \ln(f))$	(Leblond <i>et al.</i> , 1986a; Fischer, 2001)
$g(f) = f$	(Wolff <i>et al.</i> , 2009)
$g(f) = 1 - f$	(Sjöström, 1992)

siendo los modelos presentados por Denis (Denis, 1996) y Leblond *et al.* (Leblond *et al.*, 1986b) los más utilizados en la literatura.

El parámetro de Greenwood–Johnson  $K$  depende del cambio volumétrico entre las fases y suele medirse experimentalmente mediante ensayos de dilatometría bajo tensiones. Para el acero 42CrMo4, se puede considerar un valor de  $42 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$  (Rohde and Jeppsson, 2000).

La contribución del TRIP puede incluirse solamente en la fase de enfriamiento (Montalvo-Urquizo *et al.*, 2013; Sjöström, 1992), puesto que el modelo presentado por Leblond *et al.* (Leblond *et al.*, 1986a) se basa en la hipótesis de que el material no contempla la plasticidad acumulada en las fases de origen (austenita) por la organización de la estructura interna del material durante las transformaciones.

El efecto de la plasticidad de transformación en las tensiones residuales influye de forma más o menos significativa dependiendo de cada caso particular. Sin embargo, Denis (Denis, 1996) concluye que la plasticidad de transformación generalmente induce a relajaciones de tensiones durante el proceso de transformación martensítica en la superficie, tal y como se muestra en la etapa IV de la generación de tensiones mostrada en la Figura 2.24. Este efecto conlleva que las tensiones de compresión al final del tratamiento sean inferiores, como se puede apreciar en la Figura 2.27.

Se ha demostrado en numerosos ensayos que la contribución del TRIP al estado tensional final en procesos de temple por inducción es más pronunciado que para otros tipos de tratamientos térmicos (Simsir, 2014). Brunbauer *et al.* (Brunbauer *et al.*, 2019) investigó la evolución de las tensiones durante el proceso completo, así como las tensiones residuales finales, concluyendo que el TRIP es una de las deformaciones más importantes a la hora de generar tensiones residuales en la última fase del proceso, ya que contrarresta la deformación plástica, relajando las tensiones a valores más cercanos a cero, especialmente en la zona no endurecida, en

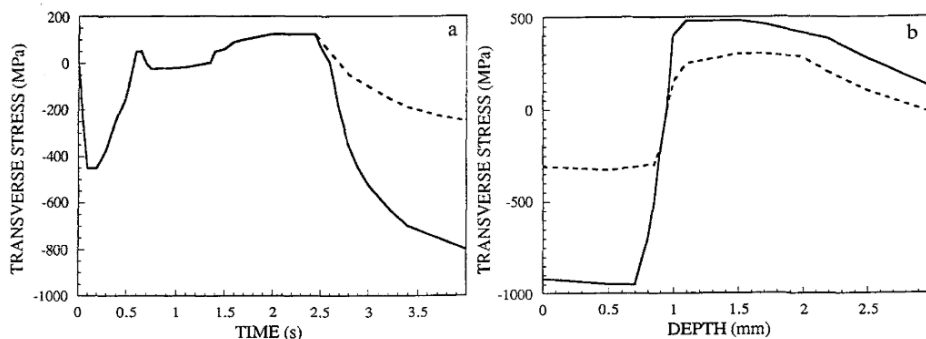


Figura 2.27: Evolución de las tensiones residuales considerando (línea continua) y sin considerar (línea discontinua) el impacto del TRIP (Denis, 1996).

la que podemos encontrar tensiones de tracción. Otros trabajos previos llevados a cabo por Denis (Denis, 1996) y Montalvo-Urquizo *et al.* (Montalvo-Urquizo *et al.*, 2013) también concluyeron que no se puede despreciar el TRIP en los modelos numéricos, ya que mejoran la predicción de las tensiones residuales.

### 2.3.2. Enfoques de simulación multifísica acoplada

Debido a la naturaleza no lineal y acoplada del temple por inducción, se han desarrollado varios algoritmos para el cálculo del acoplamiento multifísico. La mayor diferencia del temple por inducción respecto a otros tratamientos térmicos es la integración de la física electromagnética en el problema. La estrategia más habitual utilizada en la literatura divide el problema en dos acoplamientos más reducidos (Simsir, 2014): el acoplamiento electromagnético - térmico por un lado (caso particular del temple por inducción) y el acoplamiento termo - mecánico - metalúrgico por otro (ampliamente utilizado para la simulación de tratamientos térmicos en general).

#### Acoplamiento electromagnético - térmico

Existen tres enfoques principales para realizar un análisis acoplado electromagnético - térmico (Canale and Narazaki, 2010), que pueden observarse en la Figura 2.28 y se analizan en detalle a continuación.

- **Unidireccional** El método más sencillo es el unidireccional de dos pasos, en el que la distribución del flujo de calor se calcula una vez y se introduce en un

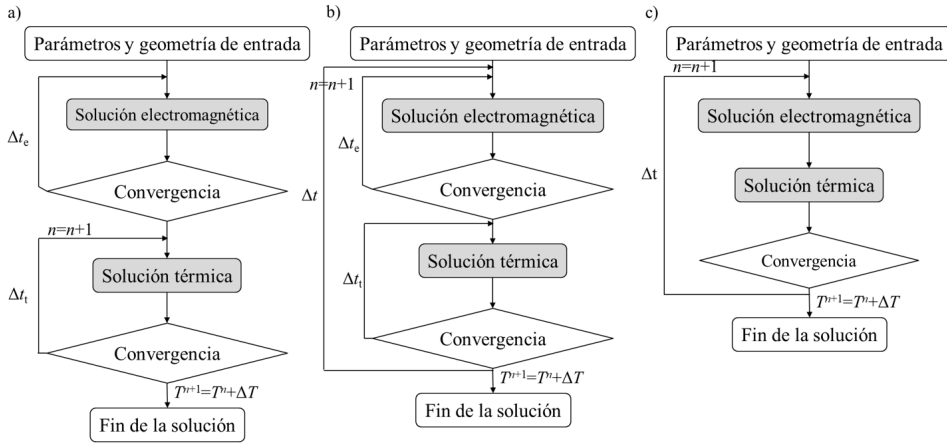


Figura 2.28: Diagramas de flujo de los métodos de acoplamiento electromagnético - térmico por elementos finitos. a) unidireccional, b) indirecto y c) directo.

modelo térmico, donde se obtiene el perfil de temperatura. En este enfoque, no se considera la dependencia de la temperatura y el campo de las propiedades electromagnéticas. Por lo tanto, este enfoque se limita a calentamientos a baja temperatura de materiales lineales o casi lineales, como el aluminio o el cobre.

- **Indirecto** El enfoque más utilizado para acoplar los modelos electromagnéticos y térmicos es el método de acoplamiento indirecto o *staggered*, en el que la ecuación de difusión electromagnética se resuelve normalmente utilizando la aproximación armónica, donde la permeabilidad se ha linealizado. De forma similar al enfoque de dos pasos, ambos análisis se realizan por separado. Sin embargo, existe un proceso iterativo para que ambos cálculos se realicen en cada paso de tiempo, lo que permite tener en cuenta las no linealidades y las propiedades electromagnéticas dependientes del calor.
- **Directo** El tercer método para acoplar los cálculos electromagnéticos y térmicos es el enfoque directo o totalmente acoplado, en el que el conjunto de ecuaciones diferenciales se resuelve simultáneamente y no es necesario utilizar la aproximación armónica. Sin embargo, en los casos en los que el problema no se considera estacionario, la discretización temporal requerida en el cálculo electromagnético (varios órdenes de magnitud inferior al cálculo térmico) hace que este enfoque requiera un tiempo de cálculo y una asignación de memoria elevados, por lo que no se suele utilizar en los programas comerciales

de elementos finitos.

### Acoplamiento termo - mecánico - metalúrgico

El acoplamiento termo-mecánico-metalúrgico se puede resolver mediante los tres enfoques presentados anteriormente. Sin embargo, las características del proceso hacen que un enfoque unidireccional puro no se aplique a este tipo de procesos multifísicos (Simsir, 2014).

Si se utiliza la estrategia de simulación directa para resolver el problema considerando los tres campos físicos, se calculan los grados de libertad de cada física de forma acoplada para cada instante de tiempo y se utiliza una sola malla para discretizar el problema. Sin embargo, esta estrategia tiene una desventaja principal que hace que no se utilice tan ampliamente. Los campos físicos tienen diferentes sensibilidades respecto al tiempo y al tamaño de malla, por lo que la discretización temporal y la malla mínima necesarias para la física más restrictiva será la aplicada a todo el modelo, aumentando el tiempo computacional de forma innecesaria. En la Figura 2.29 (a) se muestra el diagrama de flujo del enfoque directo.

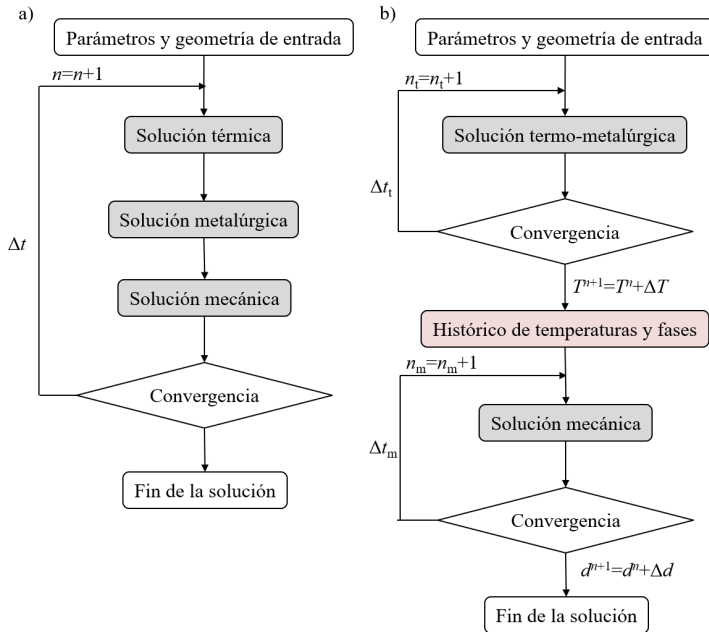


Figura 2.29: Diagramas de flujo de los métodos de acoplamiento térmico - metalúrgico - mecánico por elementos finitos. a) directo y b) indirecto.



El enfoque más utilizado, al igual que en el caso del acoplamiento electromagnético - térmico, es el denominado indirecto, que dista ligeramente del presentado anteriormente al participar tres campos físicos. En este caso, se realizan dos análisis consecutivos: un cálculo termo-metalúrgico acoplado directo y un cálculo termo-mecánico posterior, donde se utilizan discretizaciones temporales diferentes y también posibilita utilizar mallas diferentes para cada simulación. El diagrama de flujo que muestra el enfoque indirecto puede observarse en la Figura 2.29 (b).

### 2.3.3. Modelos de simulación por elementos finitos

En los últimos años, se han desarrollado numerosos modelos de simulación que resuelven el acoplamiento electromagnético - térmico en procesos de calentamiento por inducción. Bay *et al.* (Bay *et al.*, 2003) presentaron un modelo para el cálculo del calentamiento por inducción de piezas cilíndricas con bobinas largas. Utilizaron un modelo axisimétrico, en el que se tuvieron en cuenta las no linealidades del material mediante el modelo de Fröhlich-Kennelly. Los autores propusieron una resolución numérica acoplada del problema electromagnético-térmico-mecánico, demostrando que con su modelo se puede alcanzar la eficiencia computacional con una precisión adecuada. Sin embargo, los autores no consideraron la dependencia térmica de la permeabilidad magnética, por lo que centraron su estudio en materiales lineales o no lineales para calentamientos a bajas temperaturas, por debajo de la temperatura de Curie.

Otros autores como Kennedy *et al.* (Kennedy *et al.*, 2011a) presentaron varios trabajos donde proponen y utilizan principalmente modelos analíticos para la evaluación del proceso de calentamiento por inducción. Para la validación numérica del modelo propuesto, los autores utilizaron en su trabajo el software comercial COMSOL 2D<sup>®</sup>. Los autores estudiaron los efectos en bobinas cortas y la aplicabilidad de los métodos clásicos de diseño de bobinas a este tipo de inductores, llegando a la conclusión de que las soluciones analíticas 1D para la inducción con núcleo de aire de baja frecuencia muestran una buena concordancia con los resultados numéricos y experimentales. Sin embargo, no estudiaron el calentamiento por inducción de materiales ferromagnéticos no lineales, ni la aplicabilidad del modelo propuesto para las bobinas de varias espiras. En una segunda parte del estudio realizado, Kennedy *et al.* (Kennedy *et al.*, 2011b) investigaron los métodos de diseño presentados anteriormente para el calentamiento por inducción de probetas de aluminio. Los autores compararon la potencia medida experimentalmente con los valores calculados mediante métodos analíticos, concluyendo que los resultados más precisos los

proporciona el modelo desarrollado a partir del trabajo de Davies (Davies, 1990) incluyendo el coeficiente de corrección de Nagaoka para bobinas cortas (Knight, 2010). Sin embargo, se estudiaron materiales lineales o casi lineales y no analizaron la precisión de los modelos para materiales no lineales.

Zhang *et al.* (Zhang *et al.*, 2017) desarrollaron un flujo de cálculo unidireccional en ANSYS® para el cálculo del calentamiento por inducción en *scanning*. En su metodología no se tiene en cuenta la dependencia térmica de las propiedades electromagnéticas durante el calentamiento cuasiestático. Esta hipótesis repercute en la precisión de las temperaturas calculadas, donde los autores encontraron un error medio del 17,65 %, con valores más altos al final de la etapa de calentamiento. Zabet and Mohamadi Azghandi (Zabet and Mohamadi Azghandi, 2012) y Schlesselmann *et al.* (Schlesselmann *et al.*, 2015) llevaron a cabo un análisis electromagnético y térmico acoplado de un inductor en movimiento. En el trabajo de Schlesselmann *et al.* (Schlesselmann *et al.*, 2015), se obtuvo una buena predicción cualitativa del perfil de la zona austenitizada, aunque no se midieron las temperaturas experimentalmente por lo que no se pudo realizar un estudio cualitativo más profundo. En el trabajo de Zabet and Mohamadi Azghandi (Zabet and Mohamadi Azghandi, 2012), el estudio se centró en la predicción de las durezas tras el revenido y no se pudo obtener una buena medición experimental de la temperatura, por lo que únicamente se muestra el error, del 3 %, en la predicción de la temperatura máxima.

Wrona *et al.* (Wrona *et al.*, 2003) utilizaron un modelo electromagnético y térmico indirecto desarrollado en ANSYS® para calcular la evolución de la temperatura durante el proceso de temple por inducción de engranajes, considerando únicamente el acoplamiento electromagnético - térmico. Sin embargo, los autores no realizaron validaciones experimentales del modelo desarrollado y, además, en el modelo presentado no se incorporaron las transformaciones microestructurales.

Jankowski *et al.* (Jankowski *et al.*, 2016) desarrollaron un modelo analítico de calentamiento por inducción de bajas velocidades de calentamiento en el que se resolvieron los campos electromagnético y térmico de forma simultánea con una estructura indirecta. Los autores compararon los resultados obtenidos utilizando los modelos analíticos desarrollados con ensayos experimentales y simulaciones numéricas por FEM en cilindros de grafito, un material que normalmente se asume diamagnético. El error obtenido por los autores en la predicción de la temperatura en las probetas fue de hasta un 29.5 % para el modelo FEM y 11.5 % para el modelo analítico, donde ambos sobrestiman las temperaturas obtenidas. Los autores encontraron errores más pequeños en los casos en los que la velocidad de calentamiento

era más lenta.

Fisk (Fisk, 2011) desarrolló un modelo de simulación por FEM para el calentamiento por inducción de componentes de la aleación 718, que muestra un comportamiento paramagnético. El autor obtuvo muy buena correlación numérico-experimental para su modelo desarrollado en el software comercial MSC Marc<sup>®</sup>. La configuración estudiada por el autor está compuesta por un cilindro y un inductor de una sola espira que lo rodea, por lo que el análisis se realizó en un modelo 2D axisimétrico.

En lo que respecta a la simulación del proceso completo de temple por inducción, se ha estudiado en varios trabajos que se pueden encontrar en la literatura. Choi *et al.* (Choi *et al.*, 2018) y Li *et al.* (Li *et al.*, 2015) realizaron estudios en casos de estudio similares, incluyendo la predicción del perfil de dureza y por lo tanto, incorporando la solución metalúrgica al análisis térmico en una pieza cilíndrica. Los autores utilizaron ABAQUS<sup>®</sup> y MSC Marc<sup>®</sup>, respectivamente, y ambos obtuvieron una buena correlación con los datos experimentales, aunque se encontraron diferencias con los valores de durezas obtenidos mediante simulación.

Hömberg *et al.* (Hömberg *et al.*, 2016) también introdujeron la transformación de fases microestructurales en el modelo acoplado de estructura indirecta, donde también se incluyó el análisis termomecánico. Los autores realizaron un análisis 3D multifrecuencia en engranajes y discos, encontrando buena correlación con los diferentes patrones de dureza obtenidos experimentalmente. Sin embargo, las tensiones residuales obtenidas de forma numérica no se ajustaron a las medias experimentalmente, especialmente en la dirección transversal del disco. Para el desarrollo de este modelo los autores utilizaron un *software* de cálculo no comercial.

Cajner *et al.* (Cajner *et al.*, 2004) presentaron un estudio similar, incluyendo las transformaciones microestructurales y la evolución de la dureza, para cilindros de 42CrMo4, donde la predicción de la distribución de la dureza en el interior de la pieza fue validada experimentalmente para el temple por inducción en *scanning*. Los autores utilizaron un *software* de desarrollo propio con base en Matlab<sup>®</sup> para realizar las simulaciones con el enfoque de aproximación armónica utilizando BEM. Sin embargo, el problema se ha simplificado de forma considerable, ya que en el modelo desarrollado por los autores se asume que la generación de calor ocurre en la superficie de la pieza, considerando únicamente el primer elemento de esta zona para el cálculo de la generación de calor. Además, el modelo desarrollado solamente es aplicable a casos axisimétricos simples.

Coupard *et al.* (Coupard *et al.*, 2008) presentaron un modelo numérico desarrollado para simular los fenómenos electromagnéticos, térmicos, microestructurales y

mecánicas, utilizando los *softwares* comerciales Flux2D<sup>®</sup>, Metal7<sup>®</sup> y MSC Marc<sup>®</sup>, resolviendo una parte del proceso en cada *software* con una estructura indirecta, lo que desacopla los campos físicos. Sin embargo, la estructura de cálculo desarrollada no es capaz de resolver el problema acoplado y se han de simplificar las interacciones entre campos físicos de forma considerable. Para evaluar las transformaciones microestructurales, los autores utilizaron los modelos de JMAK y Koistinen y Marburger modificado. A la hora de incorporar el TRIP, los autores simplificaron el problema plástico a través de un método indirecto, utilizando un límite elástico modificado para la fase de martensita, que imita el comportamiento de un material bajo deformaciones TRIP. Los autores también simplificaron las deformaciones térmicas al considerar que los CET de las diferentes fases son constantes, por lo que no tuvieron en cuenta la deformación de transformación asociada al cambio de volumen de las diferentes fases microestructurales.

Li *et al.* (Li *et al.*, 2014) y Wang *et al.* (Wang *et al.*, 2019b) presentaron modelos en los que se incluía la generación de tensiones residuales. Li *et al.* (Li *et al.*, 2014) también presentan una estructura de simulación basada en diferentes *softwares* comerciales. Los autores llevaron a cabo un estudio numérico sin validación experimental realizado con los *softwares* comerciales Flux2D<sup>®</sup> y DANTE<sup>®</sup> en el que se desacoplan las físicas electromagnética - térmica y térmica -mecánica, resolviendo cada una en un software. En la base de datos de DANTE<sup>®</sup>, se generaron los diagramas TTT y las curvas de dilatometría correspondientes al material estudiado. Utilizando Flux2D<sup>®</sup>, se calcularon las temperaturas durante el proceso de temple completo. El histórico de temperaturas se trasladó a DANTE para calcular las transformaciones de fase, dureza y tensiones residuales. En lo que respecta al enfriamiento, los autores estudiaron el impacto de diferentes coeficientes de convección en la generación de tensiones residuales, concluyendo que un enfriamiento más rápido genera tensiones de mayor magnitud tanto en compresión (superficie) como de tracción (núcleo), así como mayores distorsiones en la pieza.

En el trabajo de Wang *et al.* (Wang *et al.*, 2019b) se lleva a cabo una extensa investigación numérica y experimental, llegando a una muy buena correlación entre los resultados simulados y los medidos experimentalmente para el temple por inducción en *scanning*. Para ello, los autores desarrollaron un modelo de co-simulación utilizando los *softwares* ANSYS y ABAQUS. El modelo desarrollado en ANSYS resuelve el acoplamiento electromagnético - térmico correspondiente al calentamiento por inducción, mientras que el modelo desarrollado en ABAQUS se centra en el acoplamiento térmico - metalúrgico - mecánico correspondiente a la fase de temple. Se utilizaron los modelos de JMAK y un modelo modificado de Koistinen y Mar-

burger para calcular las fases microestructurales. Los autores consideraron tanto el TRIP como las deformaciones de transformación en los modelos siguiendo los modelos presentados por Sjöström (Sjöström, 1992), llegando a una buena correlación experimental en tensiones residuales, así como en durezas y profundidad de capa templada. Sin embargo, las tensiones residuales obtenidas mediante simulación se validaron únicamente en la superficie de la pieza, no pudiendo validar la distribución de tensiones residuales obtenida mediante simulación en el interior de la pieza.

### 2.3.4. Caracterización de las propiedades del material

El temple por inducción es un proceso altamente sensible a los parámetros de entrada y propiedades del material, por lo que es necesaria una correcta caracterización de las propiedades del material, ya que es importante ajustar el modelo numérico correctamente. Simsir (Simsir, 2014) habla en su trabajo de la elevada importancia de la caracterización, además de comentar la gran cantidad y dificultad de obtención de los parámetros de material necesarios para el desarrollo de un correcto modelo numérico, lo que justifica el reducido uso de modelos numéricos para simular el temple por inducción a nivel industrial.

Los campos físicos participantes en el proceso tienen sensibilidades diferentes en cuanto a la variación en los valores de las propiedades del material. Mühl *et al.* (Mühl *et al.*, 2020) realizaron un análisis de sensibilidad numérico en el que estudiaron la sensibilidad de los parámetros mecánicos, térmicos y metalúrgicos con respecto a las tensiones residuales y profundidades de capa templada obtenidas en sus cálculos numéricos. Los autores concluyeron que los parámetros metalúrgicos son más sensibles, mientras que la conductividad térmica, el módulo de Young y el ratio de Poisson son menos sensibles y, por lo tanto su caracterización no es tan crítica. En el caso de las propiedades térmicas, Simsir (Simsir, 2014) establece que éstas no tienen una gran variedad entre aceros de la misma familia, por lo que es posible utilizar valores de cualquier acero similar y obtener resultados adecuados en las simulaciones. Se analizan a continuación los métodos más utilizados para realizar la caracterización del material.

El ensayo dilatómétrico es el más importante a la hora de caracterizar un material que será sometido a transformaciones de fase en estado sólido o SSPT (*Solid-State Phase Transformation*). La dilatometría es una técnica que estudia las SSPT mediante la monitorización en tiempo real de los cambios dimensionales de una probeta debidos a un ciclo térmico determinado. La normativa que rige la realización

de estos ensayos es la ASTM E228-17. El calentamiento se realiza normalmente por inducción a una velocidad constante y el enfriamiento se realiza de forma continua con una velocidad definida. La probeta típica para un ensayo de dilatometría en aceros es un cilindro macizo de 10 mm de largo y diámetro de 4 mm en el que las caras deben ser planoparalelas para poder medir los cambios dimensionales correctamente con el palpador.

De esta forma, es posible asociar los cambios en la longitud del material a unas temperaturas específicas, en las que se pueden observar los puntos de inicio y fin de transformaciones de fases en puntos de inflexión de la gráfica obtenida (Marcuci *et al.*, 2013). Mediante este ensayo se pueden obtener numerosos parámetros del material (Marcuci *et al.*, 2013; Simsir, 2014)

- Temperaturas de inicio y fin de austenización en calentamiento.
- Temperaturas de inicio y fin de otras transformaciones de fases (martensita, bainita...) en enfriamiento.
- Coeficientes de expansión térmica de cada fase microestructural.
- Parámetro K del modelo de TRIP de Leblond, que se mide mediante ensayos dilatómétricos bajo cargas externas, ensayo que requiere un equipamiento más sofisticado.
- Posibilidad de generar diagramas CCT y TTT en el caso de realizar ensayos de dilatometría a diferentes velocidades de enfriamiento.

En la Figura 2.30 se muestra una representación gráfica del resultado de un ensayo de dilatometría a velocidades de enfriamiento altas en el que se pueden observar las temperaturas críticas de transformación de austenita y martensita, los CET de las diferentes fases microestructurales (en granate) y los cambios volumétricos (en azul).

La composición química del material es un aspecto crítico a la hora de asegurar un correcto temple de las piezas, puesto que una variación en los elementos aleantes, sobretudo en el porcentaje de carbono, afectan de forma considerable a la dureza obtenida. La Espectroscopia de Emisión Óptica, o OES, es un método que crea una chispa en la muestra en presencia de gas argón, aunque es posible realizar este ensayo sin la presencia de argón con una precisión inferior. La chispa excita los átomos de la muestra y estos átomos excitados emiten luz a frecuencias específicas que se utilizan para determinar con precisión la composición de la aleación. El OES es un método muy versátil para determinar la composición química de las

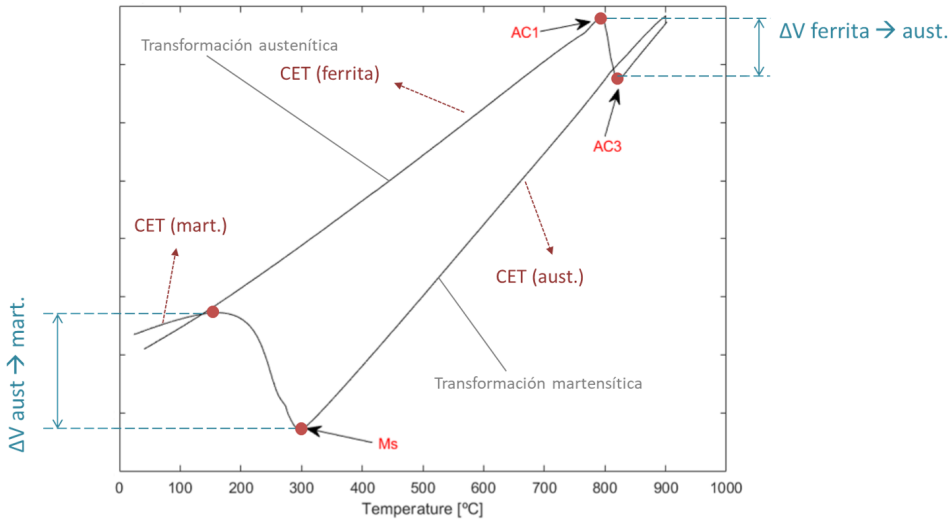


Figura 2.30: Representación esquemática de un ensayo de dilatación en el que se marcan los CET de las fases (granate) y los cambios volumétricos (azul), además de las temperaturas de inicio y fin de las transformaciones.

aleaciones del acero. Una de las principales ventajas del OES es su capacidad para medir los elementos ligeros que no son detectables por otros métodos, como puede ser la fluorescencia de rayos X (FRX) una técnica espectroscópica más sencilla pero incapaz de medir elementos ligeros como el carbono, crítico para la determinación de los aceros utilizados en el temple por inducción.

En lo que respecta a las propiedades térmicas del material, el *Differential Scanning Calorimetry* (DSC) es una técnica calorimétrica que se utiliza para medir la capacidad calorífica específica. Mediante esta técnica, se puede medir además el calor latente generado por una transformación, obteniendo valores para la entalpía de transformación (Simsir, 2014). Otra técnica sustitutiva puede ser el *Differential Thermal Analysis*, técnica que requiere menor sofisticación pero es menos utilizada. Para medir la conductividad térmica de un material se puede utilizar el *Laser Flash Method*. Esta técnica trata de medir la difusividad térmica del material, pudiendo calcular de forma sencilla la conductividad térmica siempre y cuando se tengan valores de densidad y calor específico previamente medidos.

La forma más común de obtener propiedades mecánicas de materiales en proceso de transformación en estado sólido es realizar ensayos estándar (tracción, torsión, flexión...) a diferentes temperaturas y en estado mono-fase, abarcando todo el

rango de temperaturas en las que puede existir cada fase microestructural. Una vez obtenidos los parámetros de cada fase, se puede aplicar la relación mostrada en la ecuación (2.39) para obtener valores globales. Es importante mencionar que los estándares ASTM recogen ensayos de tracción a temperatura ambiente y las normativas de ensayos a altas temperaturas no incluyen aspectos de determinación de parámetros elásticos (Simsir, 2014), aunque estos ensayos son ampliamente utilizados en la literatura. Una de las grandes dificultades que se encuentran en la medición de parámetros mecánicos a altas temperaturas es la dificultad de seleccionar la parte lineal en una curva tensión-deformación, ya que la viscosidad asociada a la transformación de fases microestructurales se ve reflejada prácticamente desde el inicio del ensayo. Una técnica para tratar de evitar esta viscosidad es realizar los ensayos a grandes velocidades de deformación, siempre y cuando la captación de datos lo permita.

Por último, las propiedades electromagnéticas son claves a la hora de simular el calentamiento por inducción. La conductividad eléctrica se puede estimar mediante la medición de la caída de voltaje al aplicar una corriente con intensidad constante a través de una probeta de sección y longitud definida. El resultado debe ser ajustado para tener en cuenta aspectos de expansión térmica del material. Por otro lado, la permeabilidad magnética del material y la temperatura de Curie son los factores electromagnéticos más relevantes para el temple por inducción, ya que el calentamiento depende de la permeabilidad hasta la temperatura de Curie, cuando su valor disminuye de forma abrupta. Para determinar el valor de la permeabilidad magnética, se realizan ensayos de histéresis magnética, en el que el material se lleva a saturación mediante diferentes excitaciones de corriente alterna y se realizan ciclos de histéresis bajo estas condiciones. Esta operación se repite a diferentes temperaturas hasta obtener la evolución de la permeabilidad magnética respecto a la temperatura y definir la temperatura de Curie, como puede observarse en la Figura 2.31.

## 2.4. Efecto del temple por inducción en la integridad estructural

A principios de los años ochenta y noventa, numerosos centros de investigación y universidades estudiaron la relación entre los tratamientos térmicos y la integridad estructural, llegando a la conclusión de que el estado del material influye indudablemente en el comportamiento a fatiga (Wei *et al.*, 2019). En esta sección



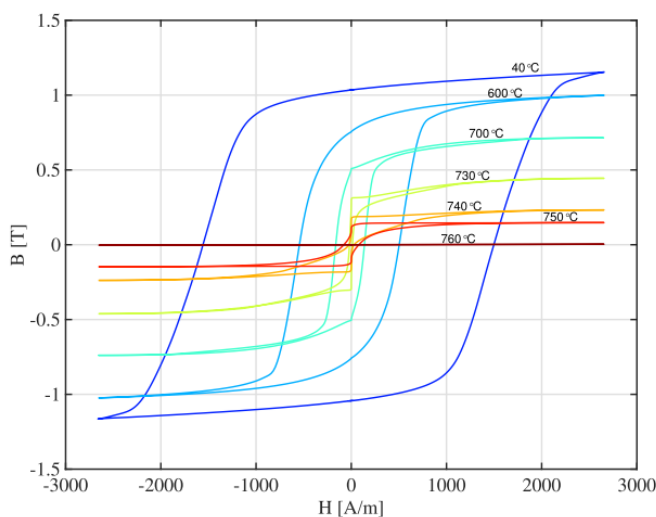


Figura 2.31: Resultados experimentales de ciclos de histéresis a diversas temperaturas para el acero 42CrMo4 (Fisk *et al.*, 2018).

se estudia la relación entre el proceso de temple por inducción y la integridad estructural de los componentes templados, es decir, su comportamiento respecto a fallos por fatiga, fractura o desgaste, entre otros.

La fatiga es la acumulación de daño por cargas cíclicas, normalmente acompañada de la iniciación y propagación de una grieta. Debido a la alta dureza de la capa templada, junto con la presencia de tensiones residuales de compresión en la zona superficial, el temple por inducción generalmente alarga la vida de los componentes sometidos a cargas cíclicas, ya que las tensiones residuales de compresión favorecen el cierre de grieta, frenando la propagación de la misma.

Los componentes que se someten a endurecimientos superficiales generalmente se encuentran sometidos a altas cargas de contacto. En este tipo de sollicitaciones, un fallo típico del material suele ser la fatiga por contacto de rodadura o *rolling contact fatigue*, conocido con las siglas RCF. En esta tesis, puesto que el caso de estudio que motiva el trabajo realizado se centra en los rodamientos de gran tamaño para el sector eólico, se estudia el modo de fallo de RCF y el impacto que el temple por inducción tiene en la vida de este tipo de componentes.

### 2.4.1. Fatiga por rodadura o *Rolling contact fatigue*

La fatiga por rodadura o *Rolling Contact Fatigue* (RCF) es un modo de fallo que pueden experimentar los componentes sometidos a cargas cíclicas de contacto. La alternancia de carga y descarga se produce por el movimiento de los elementos rodantes, como las bolas en la pista de rodadura de un rodamiento o las ruedas en un raíl de un tren. El movimiento, al combinarse con la presión originada por el contacto, crea un campo de tensiones cíclicas en la zona subsuperficial, que puede fallar a través de un inicio de grieta que, debido a la acumulación de daño, se propagará por el material hasta llegar a la superficie, produciendo el desprendimiento de un fragmento de la pieza o *spall* (Sadeghi *et al.*, 2009). El fallo por RCF es visible una vez se ha generado un desprendimiento de un fragmento en la superficie. En la Figura 2.32 se muestra la evolución de un fallo por RCF (Morales-Espejel and Gabelli, 2015a). La fragmentación comienza en el punto marcado con un círculo en la primera imagen, y ésta va creciendo a medida que aumenta el número de ciclos realizados.

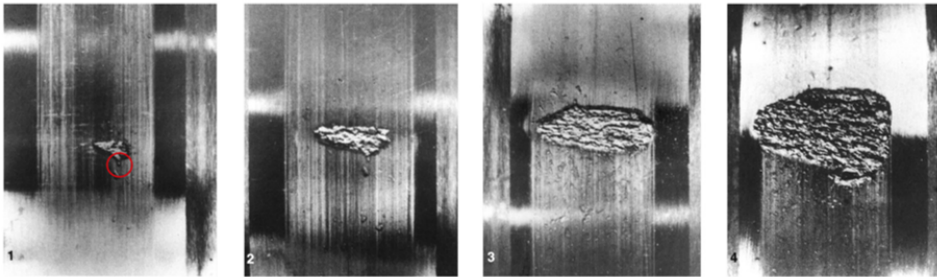


Figura 2.32: Evolución del fallo por RCF iniciado en el punto marcado en rojo (Morales-Espejel and Gabelli, 2015a).

El comportamiento del RCF está influenciado por la dureza y las propiedades mecánicas del material. Por ello, las superficies de estos componentes suelen endurecerse, ya sea mediante tratamientos termoquímicos (carburation, nitruración o carbonitruración) o mediante tratamientos térmicos superficiales como el temple por láser o por inducción. Varios estudios han demostrado que los componentes endurecidos superficialmente exhiben vidas a RCF más largas que los componentes templados en volumen (Bhattacharyya *et al.*, 2017). El RCF es un fallo típico en pistas de rodadura de rodamientos (Morales-Espejel and Gabelli, 2015b; Bhattacharyya *et al.*, 2017; Romanowicz and Szybiński, 2019), engranajes (Wang *et al.*, 2019a; Wei *et al.*, 2019), levas (Sadeghi *et al.*, 2009) y raíles de tren (Ekberg *et al.*,

2002), entre otros. Está bien establecido en la literatura que, cuando un componente de este tipo está correctamente instalado, cargado y lubricado, su microestructura determina el comportamiento a RCF (Sadeghi *et al.*, 2009; Wei *et al.*, 2019; Bhattacharyya *et al.*, 2017).

Los dos mecanismos que dominan el fallo por RCF son la fragmentación originada subsuperficialmente (*spalling*) y picaduras originadas en la superficie (*pitting*) (Sadeghi *et al.*, 2009). En la Figura 2.33 se muestran los dos tipos de fallo.

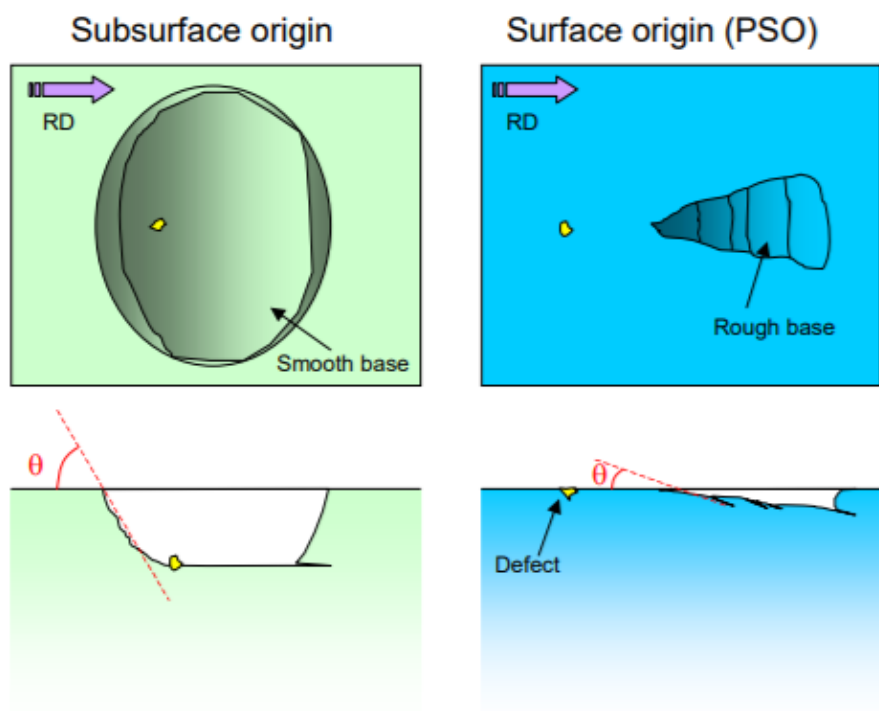


Figura 2.33: Tipos de fallos generados en el RCF en función de su origen (Symonds, 2020).

El *spalling* es un inicio de microgrieta subsuperficial que eventualmente crece hasta la superficie, desprendiendo un fragmento de ésta. Las grietas subsuperficiales que aparecen en un proceso de *spalling* suelen crecer inicialmente en la dirección paralela a la superficie y posteriormente se dirigen hacia la superficie, con ángulos considerablemente abiertos respecto a la superficie de contacto (sobre  $45^\circ$ ). Normalmente, las microgrietas se generan en inhomogeneidades del material, tales como

inclusiones y colonias de carburos. Aunque es bien sabido que la presencia de inclusiones afecta a la resistencia global del rodamiento porque actúan como elevadores de tensión (Guetard *et al.*, 2016; Romanowicz and Szybiński, 2019), estas impurezas suelen proceder de la materia prima o de la forja inicial, por lo que no es posible controlar la formación de inclusiones mediante el proceso de temple por inducción (Rudnev, 2008). El fallo por *spalling*, mostrado en la Figura 2.34 (a) es más común en componentes industriales, cuya generación está asociada superficies rectificadas y condiciones adecuadas de lubricación junto con la presencia de tensiones de cortadura (Sadeghi *et al.*, 2009; Romanowicz and Szybiński, 2019; Xie *et al.*, 2015; Zheng *et al.*, 2019).

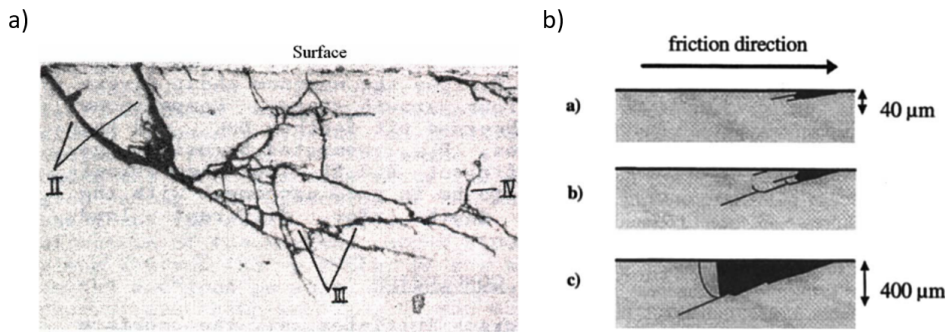


Figura 2.34: a) Red de grietas subsuperficiales (*spalling*) generadas en el RCF y b) evolución del fallo por RCF según el mecanismo de *pitting* (Sadeghi *et al.*, 2009).

Por otro lado, en el *pitting* se generan microgrietas en la superficie de la pieza, que evolucionan hacia la zona subsuperficial con un ángulo más pequeño (sobre  $10 - 15^\circ$ ). El *pitting* ocurre normalmente en componentes muy rugosos o con escasa lubricación, con defectos superficiales y concentradores de tensiones. En este tipo de componentes, la falta de lubricación en condiciones elasto-hidrodinámicas (EHD), especialmente en zonas particulares en las que puede haber irregularidades superficiales, genera un deslizamiento de los elementos de rodadura. Este hecho hace que la tensión crítica según la teoría de Hertz se desplace hacia la superficie de la pieza. En la Figura 2.34 (b) se muestra el mecanismo de *pitting*, donde se puede observar la progresión del fallo desde el inicio de la grieta en el defecto superficial hasta un desprendimiento de tamaño considerable. Uno de los problemas asociados a las grietas por *pitting* es el crecimiento de grieta acelerado causado por la penetración del lubricante en la grieta, lo que genera presiones que favorecen la apertura de la grieta (Romanowicz and Szybiński, 2019),

Una de las mayores características del RCF respecto a otros tipos de fallo por fatiga del material, es que el campo de tensiones en el RCF, a diferencia del fallo por fatiga común, suele seguir la mecánica de contacto de Hertz, en el que la distribución de tensiones forma un perfil parabólico. Por lo tanto, el componente máximo de la tensión se sitúa ligeramente por debajo de la superficie. Además, el estado tensional generado en estos contactos Hertzianos es multiaxial y no proporcional (Sadeghi *et al.*, 2009). Un ciclo de carga típico del RCF puede verse en la Figura 2.35, en la que se observa que los componentes de la tensión no son proporcionales, es decir, las tensiones crecen y decrecen de forma no proporcional. Además, los picos de tensión máxima tampoco coinciden en el mismo punto. En la figura se puede observar que las tensiones normales  $\sigma_x$  y  $\sigma_z$  se mantienen siempre en compresión mientras que la tensión cortante ortogonal  $\tau_{xz}$  sufre una inversión completa. Esta inversión completa de las tensiones de cortadura hace que el rango de tensiones a los que se da la fatiga sea de  $R = -1$ . En los análisis a fatiga, el rango de tensiones indica la relación entre la tensión mínima y máxima de la alterna aplicada ( $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ ), siendo  $R = -1$  un caso de inversión completa con una media de 0. Uno de los aspectos más importantes del RCF es que, por el contacto, se generan tensiones hidroestáticas elevadas en la zona subsuperficial, aspecto que se ve modificado en presencia de tensiones residuales en la pieza.

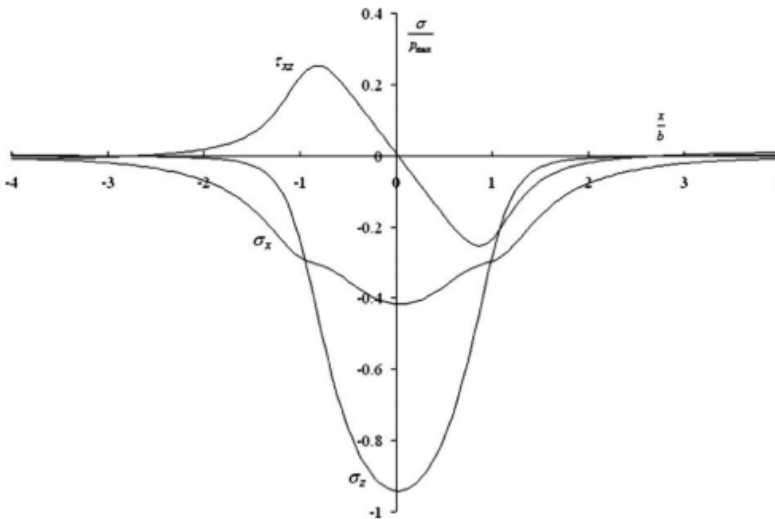


Figura 2.35: Ciclo de carga multi-axial en un punto subsuperficial de una pieza sometida a cargas cíclicas por contacto. Fuente: (Sadeghi *et al.*, 2009).

La Figura 2.36 representa la distribución de la presión según el modelo de Hertz y la distribución de la tensión de cortadura ortogonal en los extremos de la elipse, así como la tensión cortante máxima, que se encuentra en el centro del contacto a una profundidad mayor.

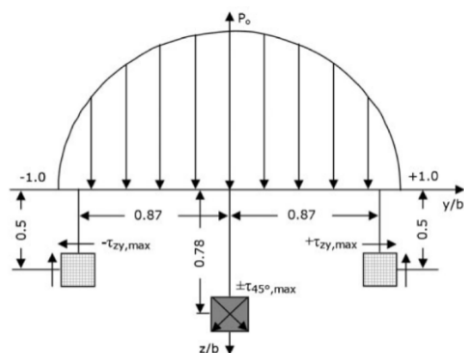


Figura 2.36: Distribución de la presión según el modelo de Hertz y distribución de las tensiones de cortadura en el interior de la pieza.

El fallo por fatiga por rodadura ha sido estudiado en diversos componentes industriales en los últimos años. Nygaard (Nygaard, 2015) muestra en su trabajo fallos por RCF en rodamientos de turbinas del sector aeronáutico. En la Figura 2.37 a) se muestran desprendimientos de fragmentos tanto en bolas de rodamiento como en la pista de rodadura de los rodamientos estudiados por el autor. En la Figura 2.37 b) se muestra una rotura extensa por RCF en la pista de rodadura de un rodamiento de *pitch* de gran tamaño (Lopez *et al.*, 2019).

### Alteraciones de la microestructura durante el RCF

Durante el RCF, los materiales experimentan cambios microestructurales debido a la acumulación de tensiones, que representan la degradación del material hasta el fallo final. Estos cambios suelen manifestarse como *Dark Etching Regions* (DERs), *Light Etching Regions* (LERs), *White Etching Bands* (WEBs), y *White Etching Areas* (WEAs) (Bhattacharyya *et al.*, 2017). En la Figura 2.38 se muestran microscopías ópticas en las que se pueden observar WEA (a), DER (b) y WEB (c).

Cuando se observa la microestructura bajo un microscopio óptico después de un ataque químico con Nital, pueden observarse zonas que se muestran con un color diferente a la matriz. La aparición de WEAs, que se revelan de color blanco, está relacionado con la etapa inicial de la vida de un componente, alrededor de

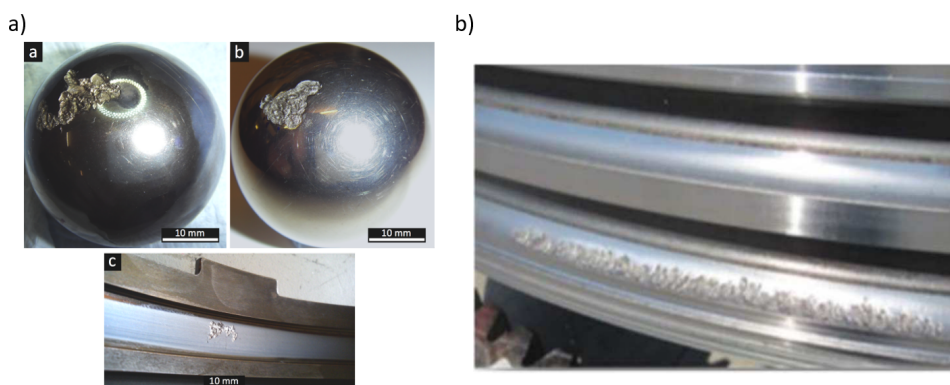


Figura 2.37: a) Fallos por RCF en elementos de rodamientos de turbinas del sector aeronáutico (Nygaard, 2015) y b) rotura extensa por RCF en la pista de rodadura en un rodamiento de *pitch* (Lopez *et al.*, 2019).

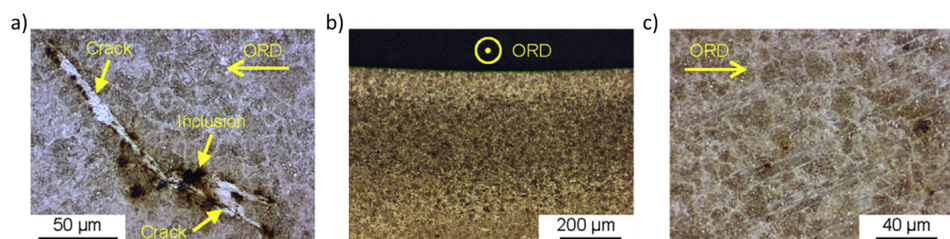


Figura 2.38: Alteraciones de la microestructura durante el RCF a) WEA, b) DER y c) WEB (Fu and Rivera-Díaz-del Castillo, 2018).

0,001  $L_{10}$  en el caso de rodamientos, donde  $L_{10}$  indica el número de ciclos antes de un fallo en el 10% de componentes. Normalmente aparecen en cerca de las grietas que se nuclean en las inclusiones y carburos y forman ángulos de  $45^\circ$  respecto a la superficie de rodadura, por lo que a menudo se suele referir como mariposa o *butterfly* a las WEAs que se encuentran cerca de las inclusiones. En la Figura 2.38 (a) los WEAs pueden observarse alrededor de la grieta que se ha formado en una inclusión. Las WEB, por otro lado, aparecen con diferente inclinación respecto a la superficie de rodadura, pudiéndose encontrar dos tipos de bandas, a  $30^\circ$  y a  $80^\circ$ . Según varios autores, las WEBs no están relacionadas con la vida de los componentes (Kang *et al.*, 2012).

Los DER se revelan como regiones que aparecen más oscuras que la estructura de la matriz. Generalmente, los DER aparecen en la última etapa del RCF. Varias

investigaciones relacionadas con rodamientos de bolas, documentan que los DER tienen una dureza inferior a la de la matriz templada. Se cree que la formación de los DER está influenciada por las tensiones existentes en la región y el tiempo bajo éstas, que provocan un revenido inducido por las tensiones, en el que se empiezan a formar zonas de ferrita, disminuyendo así la dureza. Normalmente, cuanto mayor es la tensión y el tiempo, mayor es la densidad de DER y más amplia es la zona (Zheng *et al.*, 2019; Kang, 2013).

### Características del material y comportamiento a RCF

Numerosos autores han investigado el impacto de diferentes características del material en la fatiga por contacto de rodadura. Algunas de estas características pueden controlarse a través de una selección adecuada de los parámetros del temple por inducción. A continuación se detallan las características del material que más afectan a la vida a fatiga de los componentes sometidos a cargas cíclicas de contacto.

- **Topología de la microestructura y gradiente de tamaño de grano:** el daño en el RCF se concentra en las inclusiones y los límites de grano. La incorporación de estos efectos en la simulación numérica mediante técnicas como el teselado de Voronoi mejora la correlación con los datos experimentales en comparación con los materiales con la suposición de microestructura homogénea, según el trabajo desarrollado por Wei *et al.* (Wei *et al.*, 2019).
- **Dureza:** el aumento de la dureza máxima en la superficie beneficia la vida a la fatiga retrasando la iniciación de la grieta, tal y como informa Wei *et al.* (Wei *et al.*, 2019). En su estudio, los autores incorporaron un gradiente de propiedades mecánicas en el modelo de elementos finitos elastoplástico, basado en la acumulación de daño, mostrando que el daño intergranular depende de la tensión de cortadura y las tensiones normales favorecen la ampliación de la zona de daño. En cuanto a la profundidad de la capa endurecida en casos de componentes carburados, las durezas más bajas cambiarán la ubicación de la iniciación de la grieta a profundidades mayores, donde el material no está endurecido. Los autores Xie *et al.* (Xie *et al.*, 2015) estudiaron la relación entre la dureza superficial y la posición subsuperficial de la máxima dureza con la vida a RCF, concluyendo que un aumento de la dureza superficial generalmente prolonga la vida a fatiga, aunque la dureza subsuperficial en el punto de máxima tensión es más crítica. Sin embargo, los autores no estudiaron los perfiles de tensiones residuales existentes en sus probetas, lo que podría haber afectado a las conclusiones obtenidas. Walvekar and Sadeghi



(Walvekar and Sadeghi, 2017) presentaron un trabajo donde se estudió el impacto de la dureza en el RCF, concluyendo que la profundidad de la capa endurecida, que en su estudio fue carburizada, impacta en el comportamiento del RCF, de forma que una mayor capa endurecida aumenta generalmente el número de ciclos de fatiga. Numerosos autores han estudiado la influencia de la profundidad de la capa endurecida en el RCF. Sin embargo, el criterio común para determinar la profundidad de la capa templada en rodamientos no es habitualmente el RCF, sino otro fallo denominado *core crushing*. De todas formas, la profundidad de la capa sigue siendo un factor importante que puede influir en la distribución de las tensiones residuales en la capa templada y en la zona de transición.

- **Limpieza del acero (impurezas e inclusiones):** la presencia de inclusiones afecta a la resistencia general del rodamiento porque actúan como elevadores de tensión. En el RCF, las inclusiones, junto con la formación de carburos, son uno de los principales parámetros que se han de controlar.
- **Tensiones residuales:** el perfil de tensiones residuales existente en el componente, normalmente de compresión en la zona superficial y subsuperficial, alarga la vida a fatiga del mismo al retrasar la propagación de una grieta (Schwach and Guo, 2006). El estudio de Guo and Barkey (Guo and Barkey, 2004) llegó a la conclusión de que la distribución de las tensiones residuales inducidas por el proceso afecta a la fatiga iniciada cerca de la superficie (*pitting*) y a la morfología de la grieta más que al fallo por RCF originado en la subsuperficie (*spalling*), afectando principalmente al ángulo de propagación de la grieta. Sin embargo, su estudio se realizó sobre tensiones residuales inducidas por el torneado y el rectificado, donde la presencia de las tensiones residuales de compresión se limita a una profundidad muy pequeña (aproximadamente  $100\ \mu\text{m}$ ), lo que es poco común para los componentes templados por inducción. El estudio de Shen *et al.* (Shen *et al.*, 2015) concluye que las tensiones residuales no afectan a la forma del desprendimiento generado por *spalling*. Hoa Ngan and Bocher (Hoa Ngan and Bocher, 2018) concluyen en su trabajo teórico que las tensiones residuales generadas en el temple y revenido por inducción no modifican considerablemente la profundidad en la que se inicia el daño, aunque si aumenta la capacidad de carga del componente. Sin embargo, en la literatura no se han encontrado trabajos que relacionen las tensiones residuales generadas por el temple por inducción (sin revenido posterior) y el fallo por RCF.

- **Austenita retenida:** Shen *et al.* (Shen *et al.*, 2015) investigaron numérica y experimentalmente el efecto de la austenita retenida (RA) en las curvas S-N y el comportamiento a RCF de las probetas AISI 8620, concluyendo que las probetas que contenían mayores niveles de RA mostraban una mejor resistencia a RCF. Los autores también observaron que la combinación de altas tensiones residuales de compresión y un alto nivel de austenita retenida (se estudió hasta un 35 %) mostraba una vida útil de de RCF aún mayor.

### 2.4.2. Métodos de determinación de vida a fatiga

La evaluación de la vida útil de los componentes sometidos a RCF suele realizarse utilizando diferentes criterios de fatiga multiaxial que se han propuesto en la literatura. Los criterios de fatiga pueden clasificarse en dos tipos principales: criterios que utilizan el enfoque del plano crítico y criterios que no lo utilizan. Los criterios multiaxiales con enfoque de plano crítico se basan en la búsqueda de un plano en el que el daño sea el más determinante, asumiendo que existe un plano único en el que el daño es más crítico. Para ello, se realiza un barrido en dos ángulos de rotación,  $\varphi$  y  $\theta$ , calculando el daño en cada plano resultante (Portugal *et al.*, 2019).

Se han desarrollado numerosos criterios de fatiga multiaxial, en los que la multiaxialidad y la causa principal del fallo se consideran de forma diferente. A continuación se ofrece un breve resumen de los criterios más utilizados, junto con las consideraciones principales de cada uno (Portugal *et al.*, 2019; Sadeghi *et al.*, 2009; Nygaard, 2015; Močilnik *et al.*, 2017):

- **Findley** el fallo según este criterio ocurre cuando la amplitud máxima de la tensión cortante y la normal coinciden en el mismo plano.
- **McDiamird** la iniciación de la grieta según este criterio se atribuye a la tensión cortante máxima en el plano más crítico, aunque también se considera el componente normal de la tensión en dicho plano.
- **Brown-Miller** en este criterio considera la deformación cortante y normal, dividiendo los tipos de fallos en dos dependiendo de la dirección de la cortante máxima.
- **Smith-Watson-Topper** según este criterio, se ignora la influencia de la tensión cortante, siendo el parámetro principal que determina el daño la combinación de las tensiones normales y las deformaciones principales máximas en el plano en el que el valor de la deformación principal máxima es mayor.

- **Fatemi-Socie** según este criterio, el fallo ocurre por deformaciones cortantes, aunque se considera la tensión normal máxima en la dirección perpendicular al plano en el que la deformación cortante es mayor.
- **Lundberg-Palmer** es el criterio probabilista más utilizado en los cálculos de vida útil de los rodamientos para aplicaciones ingenieriles, ya que el proceso de selección y los cálculos de los rodamientos están determinados por la norma ISO 281:2007 basada en el criterio de LP (Portugal *et al.*, 2019; Romanowicz and Szybiński, 2019). Según la teoría de Lundberg-Palmer, el daño ocurre en el punto en el que la cortante ortogonal es máxima y el material tiene una debilidad en ese mismo punto, considerando que el fallo siempre ocurre en la zona subsuperficial.
- **Dang Van** este criterio considera la combinación de la tensión cortante máxima y la tensión hidrostática, que facilita la apertura de la grieta. Aunque algunos autores aplican el criterio de Dang Van junto con la búsqueda del plano crítico, este criterio fué desarrollado en base al valor de cortadura máxima o en la invariante  $J_2$  del tensor de tensiones, por lo que no es necesario realizar la búsqueda del plano crítico.
- **Crossland** este criterio se basa en la invariante  $J_2$  del tensor de tensiones (considerando tensiones de cortadura octaédricas) junto con las tensiones hidrostáticas máximas, por lo que no se trata de un criterio con enfoque de plano crítico.
- **Sines** este criterio se basa en el uso de la amplitud de la invariante  $J_2$  (considerando tensiones de cortadura octaédricas) y la tensión hidrostática media, a diferencia del criterio de Crossland que utiliza la tensión máxima.

Los criterios de Dang Van, Crossland y Sines son más adecuados en los casos en los que existen tensiones residuales, ya que consideran la tensión hidrostática (Hoa Ngan and Bocher, 2018). Para el caso particular de piezas templadas por inducción, Dang Van ofrece buenos resultados en términos de comportamiento a fatiga (Dang Van *et al.*, 1989). Además, su implementación en cálculos numéricos es más sencilla que los criterios con enfoque de plano crítico. Por lo tanto, los criterios de Dang Van, Crossland y Sines se utilizan ampliamente en las evaluaciones de vida a fatiga en la literatura (Hoa Ngan and Bocher, 2018; Coupard *et al.*, 2008).

Dang Van *et al.* (Dang Van *et al.*, 1989) compararon el modelo desarrollado con los criterios de Sines y Crossland, proponiendo una serie de ensayos que permiten determinar el criterio más adecuado dependiendo del material y del caso de carga.

Los autores llevaron a cabo su estudio en casos simples de tensión-compresión y torsión con  $R = -1$  y  $R = 0$ . Los resultados obtenidos fueron idénticos según los criterios de Crossland y Dang Van excepto para el caso de torsión, en el que se observan diferencias debido a la consideración de la magnitud de cortadura crítica en cada criterio. El criterio de Sines muestra un límite de tolerancia a la fatiga considerablemente más alto en los ensayos con  $R = 0$ . En un caso más complejo de carga multiaxial, Dang Van *et al.* (Dang Van *et al.*, 1989) realizaron un estudio de plano crítico, concluyendo que los planos de  $\varphi = 0^\circ$  y  $\varphi = 45^\circ$  eran los más críticos, siendo  $\varphi = 0^\circ$  el plano en el que la tensión cortante máxima era de mayor magnitud.

En esta tesis doctoral, el trabajo se centra en la utilización del criterio de Dang Van por su aplicabilidad a piezas templadas por inducción (altas tensiones residuales compresivas), siendo el criterio más utilizado en casos de estudio de RCF.

### El criterio de fatiga multiaxial de Dang Van

El criterio de Dang Van es un criterio de fatiga multiaxial que considera las tensiones en las escalas meso y micro y es ampliamente utilizado para los casos en los que hay tensiones residuales en los componentes a estudiar (Ekberg *et al.*, 1995; Dang Van *et al.*, 1989). Este criterio considera como parámetros principales las tensiones de cortadura máximas como iniciadoras de la fatiga y las tensiones hidrostáticas que favorecen la apertura de grietas. El criterio de Dang Van dice que, si se cumple alguna de las desigualdades (2.49) y (2.50), se produce la iniciación de la fatiga. Las tensiones críticas de Dang Van se pueden calcular utilizando las ecuaciones (2.49) y (2.50).

$$\tau_{DV1} = \tau_a(t) + a_{DV}\sigma_H(t) > \tau_e \quad (2.49)$$

$$\tau_{DV2} = \tau_a(t) - a_{DV}\sigma_H(t) < -\tau_e \quad (2.50)$$

donde  $\tau_a(t)$  es el valor dependiente del tiempo de la tensión cortante en el plano más crítico,  $\sigma_H(t)$  es la tensión hidrostática en el punto del material,  $\tau_e$  es un parámetro del material que representa el límite de fatiga en cortadura pura y  $a_{DV}$  es un parámetro del material que representa la influencia de la tensión hidrostática. La calibración del parámetro  $a_{DV}$  se realiza con la ecuación 2.51.

$$a_{DV} = \frac{\tau_{-1} - \sigma_{-1}/2}{\sigma_{-1}/3} \quad (2.51)$$

donde  $\sigma_{-1}$  es el límite de fatiga en tensión-compresión alterna y  $\tau_{-1}$  es el límite de fatiga en torsión alterna. La tensión hidrostática se relaciona con la primera invariante del tensor de tensiones ( $I_1$ ) y se calcula con la ecuación (2.52).

$$\sigma_H(t) = \frac{1}{3}I_1 = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (2.52)$$

En la Figura 2.39 se muestra una representación gráfica del criterio Dang Van bajo una trayectoria de carga aleatoria. Se compone de dos límites de resistencia (a partir de las ecuaciones (2.49) y (2.50)) que determinan si se producirá la fatiga. El área comprendida entre los dos límites define la zona de no fatiga, mientras que cualquier punto de la trayectoria de carga en la zona exterior sufrirá algún daño por fatiga. Las líneas discontinuas dibujadas en la tangente de la trayectoria determinan las tensiones críticas de Dang Van susceptibles de sufrir daños ( $\tau_{DV}$ ) y éstas se utilizan en un diagrama de Wöhler o curva S-N.

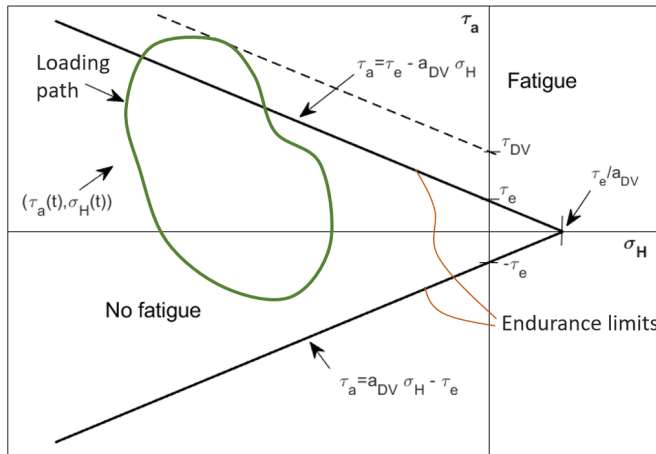


Figura 2.39: Representación gráfica del criterio de Dang Van bajo una trayectoria de carga aleatoria (en verde).

Dang Van *et al.* (Dang Van *et al.*, 1989) postuló que el peligro de daño por fatiga está definido por la ecuación (2.53).

$$d = \text{máx} \left( \frac{\tau(t)}{\tau_e - a_{DV} \sigma_h(t)} \right) \quad (2.53)$$

donde un valor de  $d > 1$  indica que se producirá daño. Según el criterio de Dang Van, el punto más crítico de un componente bajo tensiones se define por la combinación de las tensiones hidrostáticas y las tensiones de cortadura. Por lo tanto,

se puede utilizar la ecuación de daño potencial (2.53) para evaluar el punto más crítico de nucleación de la grieta, que no coincidirá necesariamente con el punto de tensión cortante máxima.

A pesar de que inicialmente Dang Van *et al.* (Dang Van *et al.*, 1989) plantearon que la magnitud más crítica de la tensión cortante era la cortante máxima (Tresca), el propio autor propone que se pueden utilizar otras magnitudes de tensión crítica como la cortante octaédrica (relacionada con la invariante  $J_2$ , al igual que en los criterios de Sines y Crossland). Para la aplicación del criterio Dang Van en esta tesis doctoral se utilizan y comparan tres magnitudes de tensión diferentes, que se presentan en las siguientes secciones.

### **Magnitudes de tensiones de cortadura críticas**

Numerosos autores han debatido sobre el enfoque adecuado para establecer las magnitudes de tensión crítica que más afectan al daño por RCF. La teoría de Lundberg-Palmgren presentada anteriormente se basa en la hipótesis de que la tensión de cortadura ortogonal máxima en la zona subsuperficial describe el factor de tensión más crítico para el daño por RCF y debería utilizarse en las evaluaciones de vida útil ante cargas dinámicas (Lundberg and Palmgren, 1947). Varios autores han utilizado la magnitud de cortadura ortogonal en sus trabajos (Hoa Ngan and Bocher, 2018; Cheng and Cheng, 1997), ya que está bien establecido en la literatura que el daño por RCF es causado principalmente por la tensión cortante. Sin embargo, en los trabajos de Lopez *et al.* (Lopez *et al.*, 2019) y Portugal *et al.* (Portugal *et al.*, 2019), se concluye que el criterio de cortadura ortogonal propuesta por Lundberg-Palmer es la menos conservadora entre las estudiadas.

La magnitud de tensión de cortadura utilizada para el criterio de Dang Van suele basarse en la tensión de cortadura máxima, o tensión de Tresca, como indicó originalmente Dang Van *et al.* (Dang Van *et al.*, 1989), aunque puede utilizarse otra magnitud para estudiar el estado de tensión multiaxial. Numerosos otros autores (Harris and Yu, 1999; Jalalahmadi and Sadeghi, 2009; Xie *et al.*, 2015; Li *et al.*, 2018) determinaron que la cortadura octaédrica es la magnitud más determinante para la vida útil a RCF. Jalalahmadi and Sadeghi (Jalalahmadi and Sadeghi, 2009) determinan que la profundidad de inicio de la grieta por fatiga se describe mejor mediante la magnitud de cortadura octaédrica, mientras que Li *et al.* (Li *et al.*, 2018) afirman que considerar la tensión de cortadura octaédrica como la tensión causante del fallo es más razonable. Es importante destacar que, cuando se utilizan las tensiones de cortadura de Tresca y octaédricas, todas las componentes ( $\tau, \sigma_H$ )

caen en la parte positiva de  $\tau$  en el diagrama de Dang Van.

Algunos autores que han comparado varias magnitudes de tensión concluyen que la selección de la magnitud de tensión crítica se vuelve arbitraria bajo la condición de cortadura pura en la región elástica (Cheng and Cheng, 1997) y que la selección del criterio de daño no es crítica para encontrar la localización del daño (Morales-Espejel and Gabelli, 2015b). Sin embargo, no se ha realizado ningún estudio similar para el caso de RCF.

A continuación se dan detalles de las tres magnitudes de tensión de cortadura crítica estudiadas en esta tesis doctoral.

**Tresca o cortadura máxima** El criterio de Tresca o de cortadura máxima es un criterio de fallo típicamente utilizado en materiales dúctiles, en el que el fallo ocurre cuando la cortadura máxima en el material calculada con la ecuación (2.54) iguala o supera el límite de tensión de cortadura máxima obtenida en un ensayo uniaxial.

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \quad (2.54)$$

donde  $\sigma_1$  y  $\sigma_3$  son las tensiones principales máxima y mínima, respectivamente. En la Figura 2.40 se representa el límite de fallo según el criterio de Tresca.

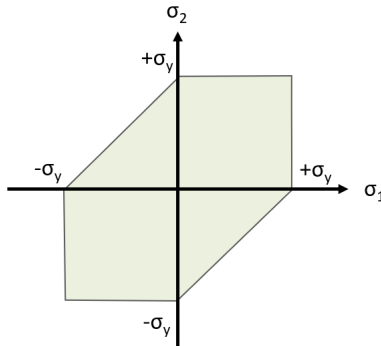


Figura 2.40: Representación del límite de fallo según Tresca.  $\sigma_y$  indica límite elástico.

**Cortadura ortogonal** La cortadura ortogonal es aquella que se representa en los planos paralelo y perpendicular a la superficie de contacto. En la distribución típica de las tensiones generadas en el contacto de Hertz (Figura 2.36), la tensión

de cortadura ortogonal representa la tensión crítica que produce fallo por RCF, siendo ésta completamente reversible ( $R=-1$ ), en el que los valores máximo y mínimo son de la misma magnitud. La cortadura ortogonal típicamente muestra una distribución en forma de mariposa, que se puede observar en la Figura 2.41.

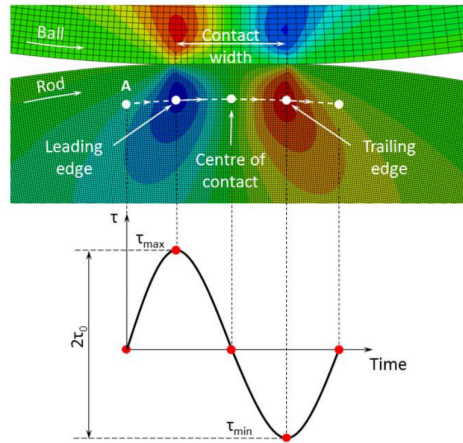


Figura 2.41: Distribución de tensiones de cortadura ortogonal en un contacto bola-cilindro (Pandkar *et al.*, 2015).

**Cortadura octaédrica** La cortadura octaédrica está relacionada con la tensión de von Mises, y por lo tanto, con la invariante  $J_2$  del tensor de tensiones según la ecuación (2.55) y actúa sobre los planos octaédricos generados en la dirección de las tensiones principales, mostrados en la Figura 2.42.

$$\tau_{\text{oct}} = \sqrt{\frac{2}{3}J_2} = \frac{1}{3}\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (2.55)$$

### 2.4.3. Análisis experimental de la fatiga por rodadura

El estudio experimental del *rolling contact fatigue* se puede realizar utilizando diferentes configuraciones de ensayo. Éstas se dividen generalmente en dos tipos: ensayos de contacto puntual y ensayos de contacto lineal. Michalczewski *et al.* (Michalczewski *et al.*, 2012) resumen en su trabajo los ensayos más habituales en la literatura, siendo los de contacto puntual más utilizados tanto a nivel industrial como a nivel académico. En la Figura 2.43 se muestran los ensayos de contacto puntual más utilizados.



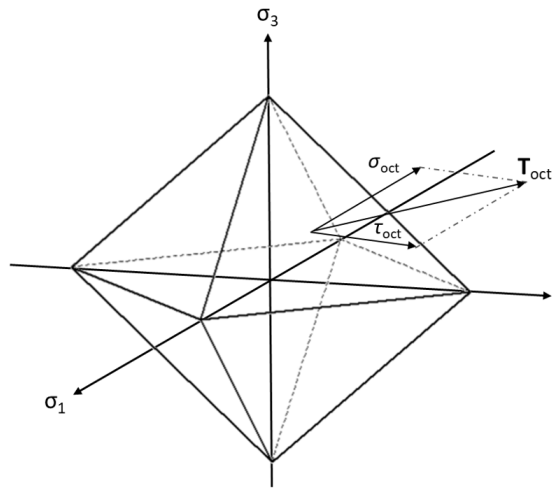


Figura 2.42: Representación de los planos octaédricos.

Testing rig	Schematic diagram	Operating conditions	Source
four - ball apparatus		Contact: point Specimens: balls 1/2" Max. Hertzian pressure: 8.7 GPa 1 - upper ball 2 - lower balls	[1]
rod - three balls		Contact: point Specimens: rods Max. Hertzian pressure: 5.5 GPa 1 - rod 2 - balls 3 - tapered races	[8]
CTD-ROLL rolling contact testing device		Contact: point Specimens: balls 1 - ball 2 - testing sample	[9]

Figura 2.43: Principales ensayos de contacto puntual (Michalczewski *et al.*, 2012).

Entre los ensayos mostrados, destaca considerablemente el ensayo *three-ball-on-rod* o tres bolas sobre cilindro. Numerosos autores (Shen *et al.*, 2015; Guetard *et al.*, 2016; Nygaard, 2015) han realizado sus estudios utilizando esta configuración, que

permite estudiar cilindros de diferentes propiedades de forma simple.

Esta configuración de ensayo fue presentado por Glover (Glover, 1981) y se ha utilizado desde entonces, ya su *setup* es muy sencillo. La probeta de ensayo cilíndrica, de 9,53 mm de diámetro, se sitúa en el centro del *setup* y se fija al sistema de rotación, que gira a una velocidad de 3600 rpm. Tres bolas de 12,7 mm de diámetro se presionan radialmente contra la superficie de la probeta de ensayo a través de dos tapas de rodamiento cónicas. El sistema de aplicación de carga está construido por pernos calibrados con muelles de compresión. La Figura 2.44 muestra una representación esquemática del ensayo *three-ball-on-rod*.

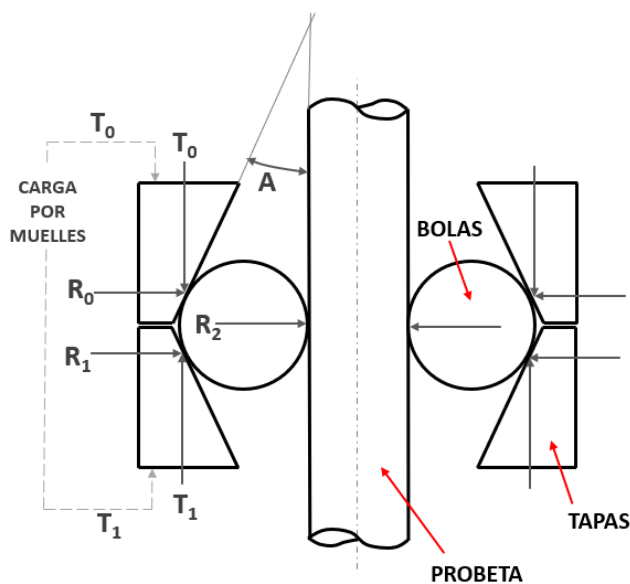


Figura 2.44: Representación esquemática del ensayo *three-ball-on-rod* (modificado desde (Glover, 1981)).

Normalmente, el ensayo presentado se lleva a cabo en la región elástica, utilizando presiones de contacto inferiores a 4 GPa para materiales templados. Sin embargo, algunos autores han trabajado en el rango plástico para acelerar los ensayos. Bhattacharyya *et al.* (Bhattacharyya *et al.*, 2017) realizaron sus ensayos a una presión de contacto de 5,5 GPa. Xie *et al.* (Xie *et al.*, 2015) también realizaron experimentos elastoplásticos para conseguir el fallo entre  $10^6 - 10^7$  ciclos. Sin embargo, en su trabajo no se dieron detalles sobre la presión de contacto utilizada.

## 2.5. Análisis crítico del estado del arte

En este apartado se resumen los aspectos más relevantes de la revisión del estado del arte y se exponen las conclusiones que se han extraído. El proceso de temple por inducción es un tratamiento térmico que ofrece indudablemente numerosas ventajas respecto a otros tratamientos térmicos o termoquímicos que se han detallado en este capítulo. Sin embargo, a nivel industrial, la correcta y rápida aplicación del proceso de temple por inducción a un nuevo componente se ve afectada porque el diseño de un nuevo proceso está generalmente limitado por el *know-how* de los expertos y se realiza a través de procesos de prueba-error, aumentando los costes asociados al diseño de un nuevo proceso, así como del *time-to-market*. En esta línea, se ha observado que en los últimos años ha aumentado el número de trabajos dedicados a diseñar procesos de temple por inducción en componentes industriales, así como de modelos que sean capaces de predecir el resultado del proceso. Por otro lado, las especificaciones de los componentes templados por inducción en la industria recaen principalmente en el valor de la dureza y en la capa templada, ignorando el impacto, generalmente positivo, que las tensiones residuales generadas por el proceso pueden tener en el comportamiento en servicio de los componentes.

En cuanto a la simulación numérica del proceso de temple por inducción y su efecto en la integridad estructural, se han sintetizado las debilidades encontradas en la revisión del estado del arte en los siguientes puntos:

- La complejidad de los modelos aleja su uso para simular los procesos de temple por inducción a nivel industrial, confinando el desarrollo de nuevos procesos al expertise de los técnicos a través del proceso de prueba-error. Además, el impacto que los parámetros de proceso tienen en el resultado final de la pieza no está ampliamente estudiado ni asimilado en la industria. En el caso especial de los componentes de alto valor añadido como los rodamientos o engranajes de gran tamaño, el ajuste del proceso de temple por inducción incrementa enormemente el coste asociado.
- Los principales autores en el campo de la simulación de tratamientos térmicos y el calentamiento por inducción han realizado en sus trabajos diferentes simplificaciones que afectan en mayor o menor medida al resultado obtenido. Los *softwares* comerciales utilizados en los trabajos publicados en la literatura ofrecen diferentes niveles de detalle en cuanto a acoplamiento de campos físicos y sus iteraciones. Sin embargo, los modelos implementados en este tipo de *softwares*, generalmente opacos para el usuario final, no permiten la posi-

bilidad de realizar los cálculos utilizando diferentes modelos existentes para simular los fenómenos físicos que ocurren durante el proceso, especialmente en lo que respecta al campo metalúrgico y a sus efectos asociados.

- La simulación del proceso mediante el uso de *softwares* comerciales generalmente requiere un tiempo de cálculo elevado, lo que limita su uso a la hora de simular casos industriales de elevada complejidad.
- El software comercial ANSYS no tiene actualmente la capacidad para realizar cálculos de transformaciones de fases microestructurales, por lo que no es posible realizar cálculos de tensiones residuales incluyendo los efectos generados por las transformaciones microestructurales.
- En la literatura se ha discutido ampliamente la idoneidad de los modelos de transformación de fases microestructurales más utilizados en función del material y el tipo de proceso aplicado. La gran mayoría de autores y *softwares* comerciales han utilizado la combinación de modelos de Avrami y Koistinen y Marburger para realizar las simulaciones. Sin embargo, no existe todavía un consenso entre los principales autores, especialmente para el caso del temple por inducción.
- En cuanto a los modelos de cálculo de tensiones residuales, se han estudiado diversas formas de introducir los principales efectos en los modelos de elementos finitos. Generalmente, los autores tienden a simplificar algunos de estos efectos, ya que su estudio en profundidad requiere una extensa caracterización de los materiales. Uno de los ejemplos más claros es la caracterización del parámetro  $K$  utilizado en el cálculo del TRIP. Debido a la dificultad de evaluar este parámetro, numerosos autores han optado por ignorar el impacto del TRIP o han utilizado la reducida información que se ha publicado los últimos años en la literatura. En el caso particular del acero 42CrMo4, el parámetro  $K$  ha sido caracterizado y el uso de  $K = 42 \times 10^{-6}$  está ampliamente extendido en la literatura.
- El impacto del TRIP en el estado tensional final de los componentes sometidos a tratamientos térmicos es un tema que ha suscitado diversos estudios a lo largo de los años, especialmente motivado por la dificultad de caracterizar el material para poder considerar este efecto en los modelos numéricos. A pesar de que existen numerosos trabajos en los que el efecto del TRIP se ha ignorado por su añadida dificultad, diversos autores han mostrado y cuantificado el

impacto de considerar el TRIP en los modelos numéricos, concluyendo que incluir el TRIP en los cálculos mejora las predicciones realizadas.

- El acero 42CrMo4 se ha utilizado ampliamente en la literatura, puesto que es un acero típicamente utilizado en aplicaciones industriales en los que se aplica el temple por inducción. Este hecho permite utilizar algunos de los parámetros de material que han sido caracterizados a lo largo de los años, reduciendo el coste temporal y económico requerido para caracterizar un material en su totalidad con el nivel de detalle requerido por los modelos de simulación del proceso de temple por inducción.
- Entre los modelos de simulación encontrados en la literatura, se ha observado que se han publicado diversos estudios numéricos sin una adecuada validación experimental, especialmente en el caso de la generación de tensiones residuales durante el temple por inducción.
- El impacto de las tensiones residuales generadas por el temple por inducción en la integridad estructural en general, y en el fallo por RCF en particular, no se ha estudiado ampliamente en la literatura.
- Aunque existen numerosos criterios de fatiga multiaxial en la literatura, el criterio de Dang Van destaca notablemente para casos en los que un material con tensiones residuales se somete a carga cíclicas por contacto, causando fallo por RCF. Sin embargo, en la literatura no se han encontrado trabajos en los que se aborde el tema de la elección del criterio de tensión de cortadura más adecuado para aplicar el criterio de Dang Van en componentes con tensiones residuales.

Los capítulos 3 y 4 están sujetos a  
confidencialidad por la autora

## Capítulo 5

# Influencia de las tensiones residuales derivadas del temple por inducción en el *rolling contact fatigue*

**Resumen:** *La fatiga por contacto de rodadura o rolling contact fatigue (RCF) es un modo de fallo producido por cargas cíclicas en contacto, que generalmente dan lugar a la iniciación y propagación de una grieta subsuperficial hasta que aparece un desprendimiento en la superficie. En este capítulo, se investiga el impacto de las tensiones residuales derivadas del temple por inducción en la vida útil de los componentes utilizando el criterio multiaxial de Dang Van. En el estudio se han comparado tres magnitudes de tensiones de cortadura (ortogonal, Tresca y octaédrica). Se han calculado diferentes campos de tensiones residuales según variables del proceso utilizando modelos de simulación del temple por inducción y estos campos han sido introducidos en un modelo clásico monocontacto de elementos finitos en el que se simula el ensayo three-ball-on-rod. Los resultados obtenidos se han introducido en un análisis de fatiga para evaluar la vida de los componentes cuando se someten a RCF, concluyendo que es necesario considerar las tensiones residuales en los cálculos numéricos. Se ha observado que la diferencia entre considerar o no las tensiones residuales, especialmente si su magnitud es elevada, tiene un gran impacto en la predicción de vida.*

## 5.1. Introducción y objetivos

En la revisión de la literatura se ha podido observar que los componentes templados por inducción se encuentran a menudo sujetos a cargas cíclicas producidas por contactos y, por lo tanto, al fallo de fatiga por contacto de rodadura o RCF. Generalmente, se aplica el temple por inducción con el objetivo de mejorar las prestaciones mecánicas del material y que éste pueda hacer frente a las sollicitaciones impuestas. Sin embargo, el impacto que las tensiones residuales generadas por el temple por inducción tienen en el RCF no se suele considerar en los análisis de vida útil de los componentes en las fases de diseño y verificación.

En la revisión de la literatura se ha podido observar que, generalmente, la relación entre los tratamientos térmicos y el RCF se ha estudiado a través de la dureza del componente, mientras que el impacto de las tensiones residuales generadas en este tipo de procesos no se ha estudiado ampliamente. Por lo tanto, el objetivo de este capítulo es el de estudiar el impacto que las tensiones residuales derivadas del temple por inducción tienen en la vida de un componente cuando éste está sometido a cargas cíclicas por contacto. Para ello, se han establecido varios objetivos específicos que se detallan a continuación:

- Desarrollar una metodología de cálculo numérico que permita incluir las tensiones residuales generadas por el temple por inducción en el análisis de vida.
- Estudiar la magnitud de tensión cortante más adecuada (tensión máxima o Tresca, cortante ortogonal y cortante octaédrica) para predecir la vida de un componente utilizando el criterio de Dang Van, en términos de predicción de vida y localización del daño.
- Estudiar, de forma numérica y experimental, el impacto de las tensiones residuales en la vida a fatiga de los componentes.

Para ello, en este capítulo se muestran inicialmente la adaptación de un banco de ensayos de RCF para acoger el ensayo *three-ball-on-rod* modificado y la fabricación de las probetas para realizar los ensayos. Posteriormente, se diseña una metodología de evaluación numérica de la vida a fatiga que permita incluir las tensiones residuales en el cálculo. A continuación, se muestran los resultados de los ensayos realizados junto con un análisis post-mortem de las probetas estudiadas. Tras ello, se comparan los resultados obtenidos en el análisis numérico utilizando las tres magnitudes de estudio con los resultados experimentales en términos de predicción de vida y localización del daño máximo o punto de nucleación de grietas. Para ter-



minar, se muestra un resumen de las observaciones realizadas en cuanto al impacto de las tensiones residuales en la vida a fatiga.

## 5.2. Adaptación del ensayo three-ball-on-rod

Para la realización de los ensayos de RCF en IKERLAN, se ha adaptado un banco de ensayos ya existente para acoger ensayos de *three-ball-on-rod* como el presentado por Glover (Glover, 1981). El banco de ensayos original fue diseñado para realizar ensayos de RCF en rodamientos planos con cargas elevadas. En la Figura 5.1 se muestra el banco de ensayos original, en el que el rodamiento de ensayo se identifica en rojo. Los elementos principales que se numeran en la figura indican

1. Motor, cuya velocidad oscila entre 40 y 400 rpm.
2. Base rotatoria que soporta las cargas transmitidas al rodamiento de estudio.
3. Plato que se monta sobre el rodamiento a analizar, cuya rotación se bloquea.
4. Pistón con capacidad de realizar 200 kN de fuerza.

Con el objetivo de mantener el máximo número de piezas sin modificar para facilitar el intercambio entre diferentes ensayos, se ha realizado una modificación en la zona más cercana a la pieza de ensayo, manteniendo los elementos principales mencionados anteriormente. Para ello, el rediseño se ha basado en dos patentes que siguen el planteamiento del ensayo presentado por Glover (Glover, 1981). En la patente presentada por J.Minter (J.Minter, 1984), la probeta de ensayo se mantiene estática mientras que el sistema de aplicación de carga rota. En cambio, en la patente presentada por Bacigalupo *et al.* (Bacigalupo *et al.*, 1998), es la probeta la que rota, mientras que el sistema de aplicación de carga se mantiene estático. El sistema de probeta estática requiere un cambio menos significativo en el sistema original, por lo que se ha optado por esta opción para rediseñar el banco.

La fuerza de ensayo requerida por el ensayo *three-ball-on-rod* es considerablemente inferior a la necesitada para los ensayos en rodamiento plano, por lo que la aplicación de la fuerza necesaria para realizar los ensayos se realiza a través de seis muelles de compresión, que aprietan las pistas de rodamiento cónico contra las bolas y éstas, a su vez, generan un contacto de alta presión con la pieza a ensayar. Con este sistema, se evita que entre el cilindro de ensayo y las bolas se genere una

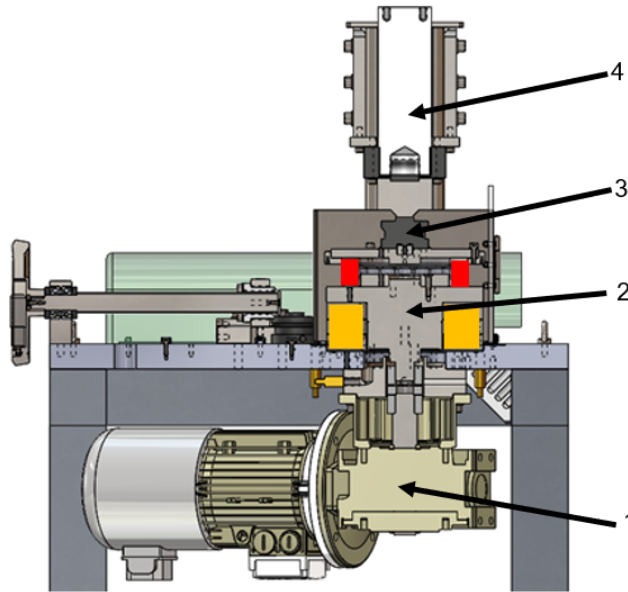


Figura 5.1: Diseño del banco de ensayos original.

rótula indeseada. En la Figura 5.2 se muestra el diseño de la adaptación del banco de ensayos, donde los elementos más importantes son

1. Probeta de ensayo en su sistema de amarre por apriete.
2. Bolas de 100Cr6 con dureza 61-63 HRC.
3. Jaula de bolas, fabricado en plástico mediante impresión 3D.
4. Rodamientos cónicos (tapas) que trasladan la carga vertical ejercida por los muelles en carga radial en la bola.
5. Tornillos de apriete con muelles de compresión (6 en total).
6. Rodamiento de apoyo.
7. Placa superior que evita el giro del sistema de amarre de la probeta.
8. Eje del motor original.

Uno de los aspectos negativos del banco diseñado es la imposibilidad de observar la probeta durante el ensayo, ya que ésta se encuentra encerrada dentro del resto de

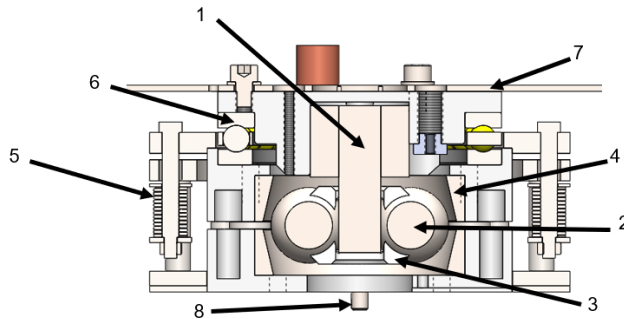


Figura 5.2: Diseño del banco de ensayos adaptado para el ensayo *three-ball-on-rod*.

elementos. Por lo tanto, se ha instalado en la placa superior un acelerómetro triaxial modelo 356A17 de PCB PIEZOTRONICS que permite monitorizar el ensayo. Para poder contar los ciclos que las bolas generan en el cilindro, se ha instalado un sensor inductivo que se comunica con el programa LabView con el que se controla el ensayo.

Se ha utilizado un modelo trigonométrico para calcular la fuerza que las bolas ejercen al cilindro en base a la que ejercen los muelles de compresión. Para ello, se han caracterizado los muelles en un ensayo de tracción, en el que se ha medido su constante elástica, obteniendo una media de 61 N/mm. En la Figura 5.3 se muestra el modelo trigonométrico utilizado para calcular la fuerza ejercida por las bolas en el cilindro desde la fuerza aplicada a través de los muelles de compresión. En la Tabla 5.1 se muestran los parámetros más importantes del modelo trigonométrico utilizado.

En la Figura 5.4 (a) se muestra una representación esquemática del ensayo *three-ball-on-rod* modificado (vista superior) y una fotografía del banco de ensayos.

Los ensayos se han llevado a cabo con una velocidad de rotación de 400 rpm. El tamaño de las probetas y de las bolas también se ha modificado, utilizando bolas de un diámetro de 36 mm y cilindros de diámetro de 20 mm en el que la capa templada oscilará entre 2 y 4 mm. Según el modelo analítico de Hertz, si el ensayo se asume completamente elástico, la elipse obtenida en el contacto tendría diagonales de 1,94 mm y 1,01 mm con una presión de contacto de 5044 MPa, muy superior a la presión de contacto de 2400 MPa obtenida en el contacto bola-tapa, asegurando que el contacto más crítico sea siempre el contacto bola-cilindro. Las pruebas se han realizado a altas presiones de contacto para acelerar el fallo. Para

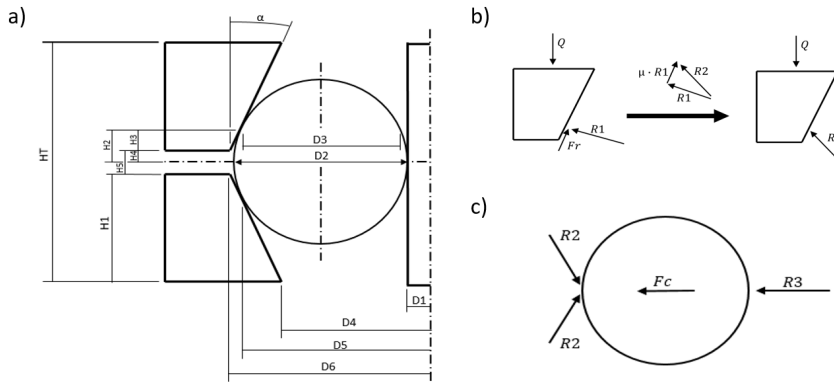


Figura 5.3: Modelo trigonométrico para el cálculo de la fuerza ejercida por las bolas sobre el cilindro.

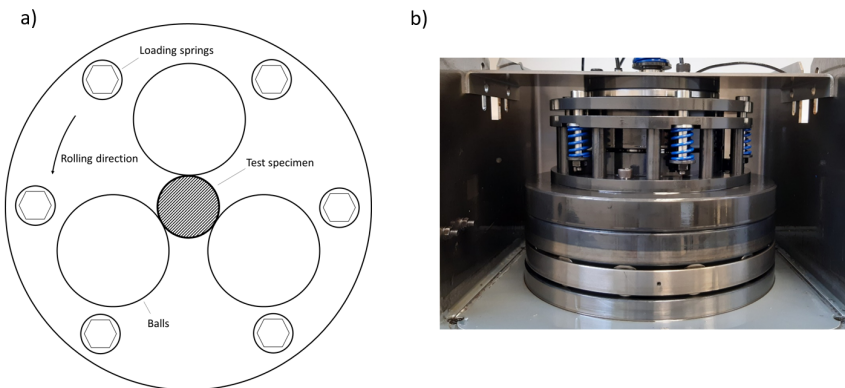


Figura 5.4: Representación esquemática del ensayo modificado (a) y una fotografía del banco de ensayos (b).

cada prueba se han utilizado bolas y tapas nuevas, ya que los restos del material desprendido tras el fallo por RCF quedan retenidos dentro del sistema, lo que provoca importantes puntos de deformación plástica en las superficies de contacto. El sistema se ha lubricado con un lubricante comercial ENGINE 7 a través de un sistema de goteo dirigido a la muestra de ensayo a una velocidad de 20 gotas por minuto. Las pruebas se han monitorizado mediante el acelerómetro instalado, que capta la amplitud de la vibración de la placa superior.

Tabla 5.1: Parámetros más importantes del estudio trigonométrico junto con su valor.

Parám.	Definición	Valor (mm)
D1	Diámetro de eje	20
D2	Diámetro de bola	36
D3	Diámetro de bola en contacto con tapa	35,08
D4	Diámetro del arco menor de la tapa	82
D5	Diámetro de tapa en contacto con bola	91,08
D6	Diámetro de arco mayor de la tapa	92,12
H1	Altura de tapa	22
H2	Altura contacto sobre bola	4,03
H3	Altura contacto sobre base de tapa	2,24
H4	Altura de base de tapa sobre bola	1,79
H5	Espacio entre las bases de tapas	3,58
HT	Altura del conjunto tapa-bola-tapa	47,58

Parámetro	Definición	Valor
$\alpha$	Ángulo de contacto de tapa	12,948 °
Q	Carga vertical ejercida sobre las tapas	3350 N
Fr	Fuerza de fricción	498 N
R1	Fuerza resultante en el contacto de cada bola a cada tapa (sin fricción)	4983 N
R2	Fuerza resultante en el contacto de cada bola a cada tapa (con fricción)	3490 N
R3	Fuerza resultante en cada contacto bola-cilindro	6587 N
Fc	Fuerza centrípeta en cada bola	26 N

### 5.3. Fabricación y caracterización de las probetas

Los ensayos experimentales de RCF se han llevado a cabo en cilindros de 42CrMo4 con diámetro de 20 mm y longitud de 75 mm. A continuación, se detalla el proceso de obtención de esa geometría de probeta, el temple por inducción aplicado en ellas y la caracterización realizada.

Las tensiones residuales se han medido en 1 mm de profundidad mediante la técnica de *incremental hole drilling* utilizando rosetas de galgas de tipo B. Para el post-procesado de los resultados obtenidos se ha seguido el procedimiento de tensiones no uniformes propuesta en la norma ASTM E837-13a

### 5.3.1. Ruta de fabricación de las probetas

Para fabricar las probetas de estudio de RCF, se ha partido de un aro de 42CrMo4, utilizado para la fabricación de rodamientos de pitch en aerogeneradores de gran tamaño. Se ha obtenido una sección de este aro y se han extraído los cilindros de ensayo mediante el proceso de corte por electroerosión, en el que las probetas extraídas siguen la dirección del fibrado del acero generado durante el forjado del aro. Como resultado de este proceso, se han obtenido cilindros de 20,2 mm de diámetro y una longitud de 75 mm. En la Figura 5.5 se muestra un diagrama de flujo en el que se detalla la ruta de fabricación de las probetas de RCF.

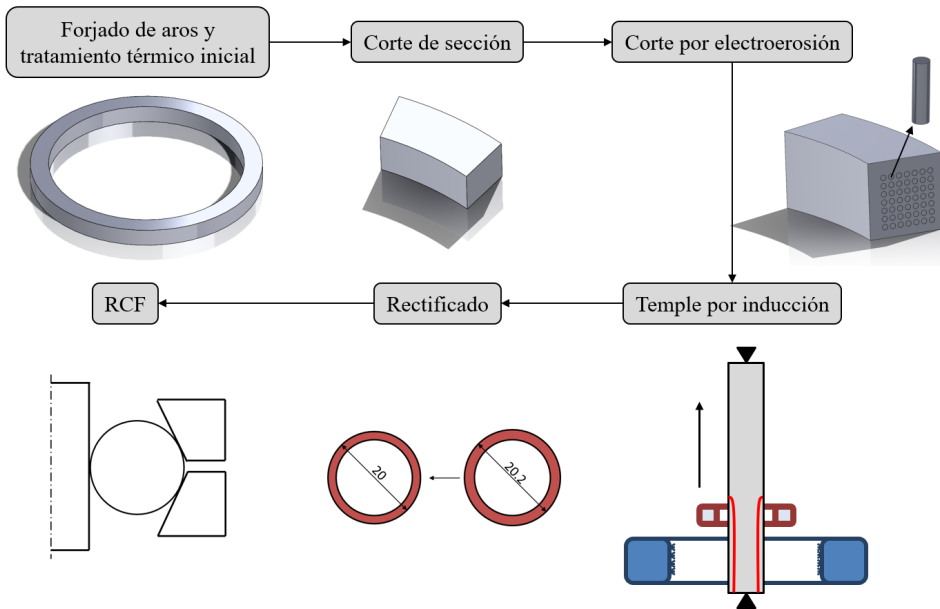


Figura 5.5: Ruta de fabricación de las probetas de RCF.

Se han caracterizado las tensiones residuales una vez se han extraído los cilindros, antes de aplicar el proceso de temple por inducción. Las mediciones, que se pueden observar en la Figura 5.6, muestran que se han generado tensiones residuales de compresión en la zona superficial, que rápidamente se minimizan, con valores cercanos a cero, en la zona inmediatamente subsuperficial, siendo la zona afectada por las tensiones residuales inferior a 0,2 mm, en el que el pico de magnitud máxima se localiza sobre 0,05 mm. Se han medido las tensiones residuales en dos probetas diferentes para observar la variabilidad de las probetas de origen. Las tensiones residuales medidas en los cilindros se han considerado despreciables,

al estar localizadas en una profundidad muy reducida de la zona superficial de la pieza. Esta consideración es posible tras plantear la hipótesis de que, al calentar esta zona por encima de la temperatura de austenitización durante el temple por inducción, el efecto de las tensiones residuales previas al proceso de temple por inducción se relajan.

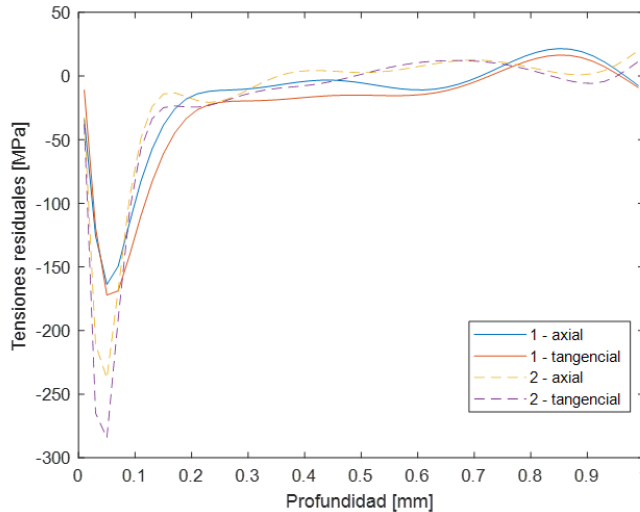


Figura 5.6: Tensiones residuales en direcciones axial y tangencial en el material base (2 mediciones).

### 5.3.2. Temple por inducción en *scanning*

Los cilindros se han templado por inducción con el objetivo de obtener perfiles de tensiones residuales diferentes, siguiendo el plan de ensayos mostrado en la Tabla 5.2. Se han definido cuatro tipos de probeta: las probetas A y B tienen una capa objetivo de 4 mm mientras que el objetivo fijado para las probetas C y D es de 2 mm. En cuanto al porcentaje de polímero en el medio de temple, se han seleccionado dos concentraciones diferentes para realizar estos ensayos, obteniendo probetas con un enfriamiento muy rápido con el porcentaje del 4% y un enfriamiento más lento (aunque suficiente para generar capa martensítica) con el polímero al 12%. En aplicaciones de temple, una mayor concentración de polímero indica una velocidad de enfriamiento inferior, lo que teóricamente genera tensiones residuales de menor magnitud.

Para ambos casos, la frecuencia de la corriente se ha fijado en 17 kHz, con una

Tabla 5.2: Resumen de los parámetros del temple por inducción para cada tipo de probeta.

Probeta	Capa objetivo	Velocidad scanning	Porcentaje de polímero
A	4	9	4
B	4	9	12
C	2	11	4
D	2	11	12

potencia que varía entre 38 kW y 45 kW. El inductor tiene una sola espira de  $6 \times 6$  mm con un diámetro interior de 27 mm. Para obtener las diferentes capas de temple, se ha modificado la velocidad de *scanning*, utilizando 11 mm/s para la capa de 2 mm y 9 mm/s para la capa más gruesa. En la Figura 5.7 se muestra una fotografía del proceso de temple por inducción (a) junto con una representación esquemática del proceso aplicado en el que se indican los elementos más importantes (b).

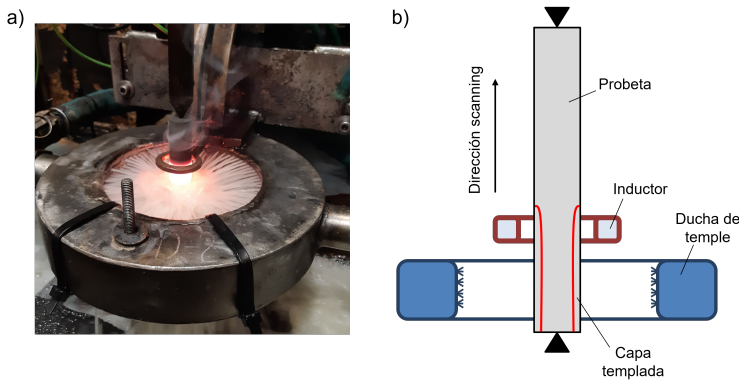


Figura 5.7: Proceso de temple por inducción en *scanning* (a) y representación esquemática del proceso con los elementos más importantes (b).

El polímero utilizado para todos los ensayos es un polímero comercial de uso industrial AQUACOOOL VSL-FF, cuyas propiedades de enfriamiento pueden verse en la Figura 5.8, en la que se muestran las curvas de enfriamiento obtenidas con diferentes concentraciones de polímero (información obtenida del fabricante).

Durante el ensayo, se ha monitorizado la evolución de la temperatura en un punto específico mediante termopares tipo K soldados en la superficie en el centro de la pieza. En la Figura 5.9 se muestran las mediciones de temperatura realizadas



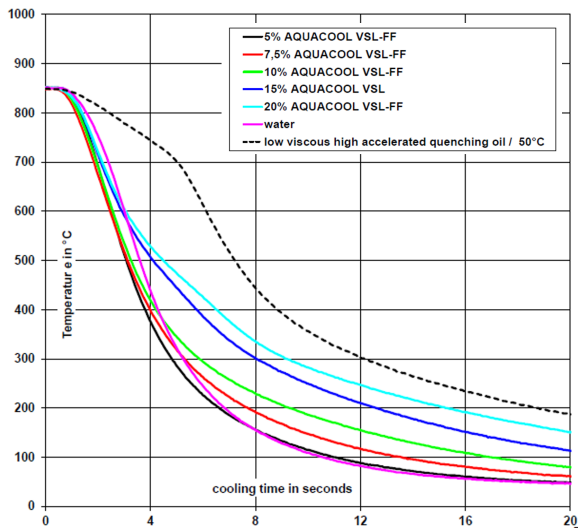


Figura 5.8: Curvas de enfriamiento obtenidas para diferentes concentraciones del polímero AQUACOOOL VSL-FF (información obtenida del fabricante).

para los cuatro tipos de probetas.

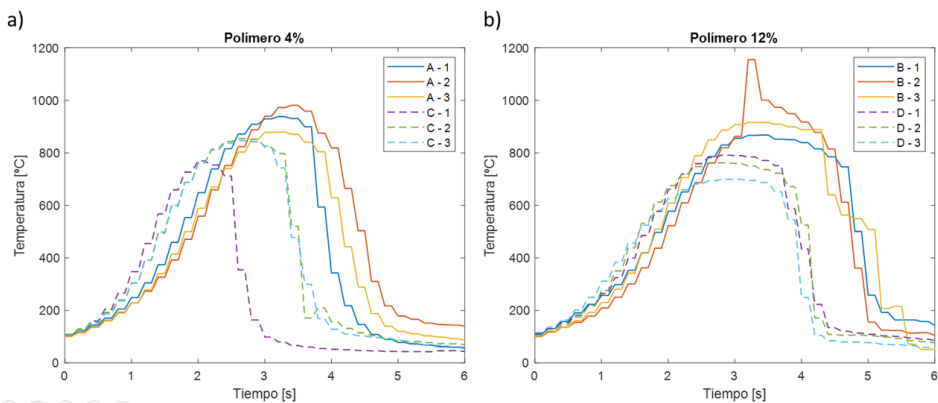


Figura 5.9: Evolución de la temperatura en la superficie para la probetas con porcentajes de polímero del 4% (izquierda) y 12% (derecha).

### Simulación del proceso de *scanning*

Se ha utilizado el modelo numérico desarrollado en el capítulo 4 para simular el proceso de temple por inducción, donde se calculan la microestructura, la dureza y las tensiones residuales. El modelo por elementos finitos tridimensional está compuesto por 66k nodos, utilizando hexaedros de tipo SOLID185 (elementos estructurales de 8 nodos). La malla puede observarse en la Figura 5.10.

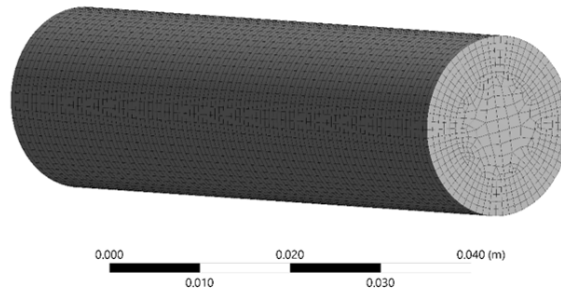


Figura 5.10: Malla utilizada para el cálculo del temple por inducción en *scanning* para la probeta de estudio.

El tiempo de cálculo para resolver todo el proceso, incluyendo la solución electromagnética y el análisis semi-analítico utilizado para modelar el calentamiento por inducción con una posterior solución acoplada térmica - microestructural - mecánica, fue de aproximadamente 2h utilizando 4 núcleos en un servidor de cálculo equipado con Intel® Xeon® Gold 6242 CPU de doble procesador (2,8 GHz) y 512 Gb de RAM. En la Figura 5.11 se muestran las tensiones axiales calculadas para las probetas A (a) y B (b) presentadas anteriormente. En las figuras se ha marcado la zona de medición tensiones mediante *hole drilling* con una flecha. Ambas probetas tienen una capa de temple de aproximadamente 4 mm, aunque su velocidad de enfriamiento es diferente, lo que genera perfiles de tensiones residuales diferentes, tal y como se puede observar en las figuras.

### 5.3.3. Selección de probetas de estudio

Una vez realizado el proceso de temple por inducción en los cuatro tipos de probeta, se han medido las tensiones residuales obtenidas. En la Figura 5.12 se muestra el valor medio de las medidas realizadas (3 medidas para las probetas A y D y 4 medidas para las probetas B y C).

Tal y como se puede observar en figura, las probetas en las que el enfriamiento

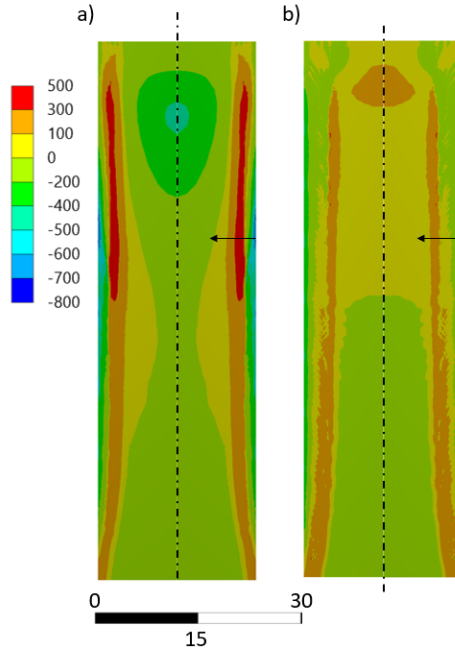


Figura 5.11: Tensiones residuales calculadas en la dirección axial para las probetas A (a) y B (b) mostradas en una sección transversal.

ha sido rápido (A y C) muestran tensiones residuales de mayor magnitud, mientras que las probetas enfriadas con un porcentaje más alto de polímero muestran tensiones más relajadas, especialmente en el caso de la probeta tipo B, en la que la profundidad de capa es de 4 mm. En la probeta C se puede observar una tendencia descendente que no concuerda con las medidas mostradas en la literatura, ya que el perfil de tensiones residuales habitual en este tipo de probetas es encontrar un pico de tensiones sobre cerca de la superficie, que tiende a mantenerse o relajarse a medida que aumenta la profundidad.

Para la realización de los ensayos de RCF se ha decidido comparar las probetas con mayor diferencia en cuanto a magnitud del pico de tensiones, por lo que se han elegido las probetas A y B, con tensiones residuales de -800 y -400 MPa respectivamente, a 0,3 mm de profundidad en ambos casos. En la Figura 5.13 se muestran el promedio de las mediciones realizadas en las probetas seleccionadas junto con su desviación típica (distribución normal). Las tensiones residuales calculadas mediante los modelos FEM se encuentran cerca del rango obtenido en las medidas experimentales, especialmente en la zona de interés en el que típicamente ocurre el

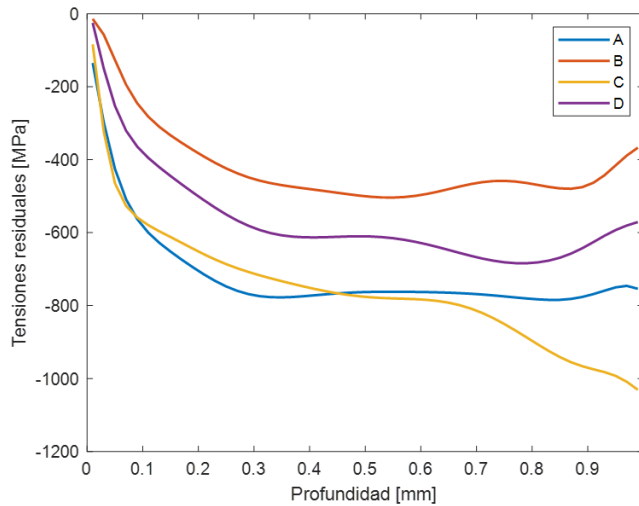


Figura 5.12: Tensiones residuales axiales medidas en las probetas templadas por inducción. Se muestra el promedio de las medidas realizadas para cada tipo de probeta.

daño por RCF, entre 0,3 mm y 0,6 mm.

Tras el rectificado, en el que las probetas templadas de diámetro 20,2 mm se han mecanizado a un diámetro 20h8 requerido por el sistema de amarre por apriete del banco, se han caracterizado las tensiones residuales de las probetas. En éstas no se han observado diferencias respecto a las probetas sin rectificar, por lo que se puede considerar que el rectificado no afecta a las tensiones generadas en el temple por inducción. En la Figura 5.14 se comparan las tensiones caracterizadas tras el rectificado de las piezas con las mediciones realizadas en probetas A sin rectificar.

En cuanto a la dureza obtenida en las probetas y sus características microscópicas, en la Figura 5.15 (a) se pueden observar la microestructura en la zona de transición entre la capa templada, compuesta por martensita, y el núcleo del la probeta junto con una fotografía de la capa visible en las probetas cortadas tras ser atacada químicamente con Nital 3% en (b).

En la zona marcada en la Figura 5.15 (b) se han realizado mediciones de dureza Vickers (HV5), cuyo resultado puede verse en la Figura 5.16. El límite de capa templada de ha establecido en 550 HV, por lo que las probetas C y D tienen valores ligeramente inferiores o superiores a 2 mm, mientras que en las probetas de mayor capa de temple, la profundidad de la capa es inferior al valor objetivo en

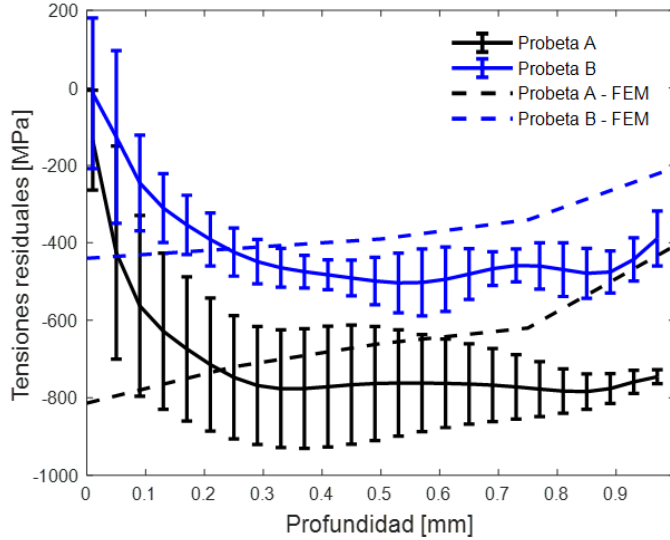


Figura 5.13: Tensiones residuales axiales medidas y calculadas en las probetas seleccionadas para el estudio RCF. Se muestran el promedio y la desviación de las medidas realizadas.

ambos casos. En la Figura 5.16 se puede observar que las probetas en las que la velocidad de enfriamiento ha sido más lenta (B y D) el valor máximo de dureza es inferior, ya que la velocidad de enfriamiento está directamente relacionada con la dureza del material, tal y como se puede observar en las ecuaciones de cálculo de dureza para cada fase microestructural (2.36), (2.37) y (2.38).

En las probetas A y B elegidas para el estudio, se han podido encontrar diferencias en los valores de durezas obtenidos, lo que indudablemente afecta a la vida a RCF por las diferencias en los límites de resistencia del material. En la probeta A (enfriamiento rápido) se han obtenido mayores durezas en la capa templada, mientras que en las probetas con un enfriamiento más lento (probetas B) la dureza es inferior.

Debido a las transformaciones microestructurales que ocurren durante el proceso de temple por inducción, no es posible obtener una probeta templada de características similares (dureza y profundidad de capa templada) sin tensiones residuales. Por lo tanto, el estudio experimental se lleva a cabo en dos tipos de probetas con diferentes niveles de tensiones residuales y dureza. Sin embargo, en el estudio numérico se incluyen probetas sin tensiones residuales para poder estudiar

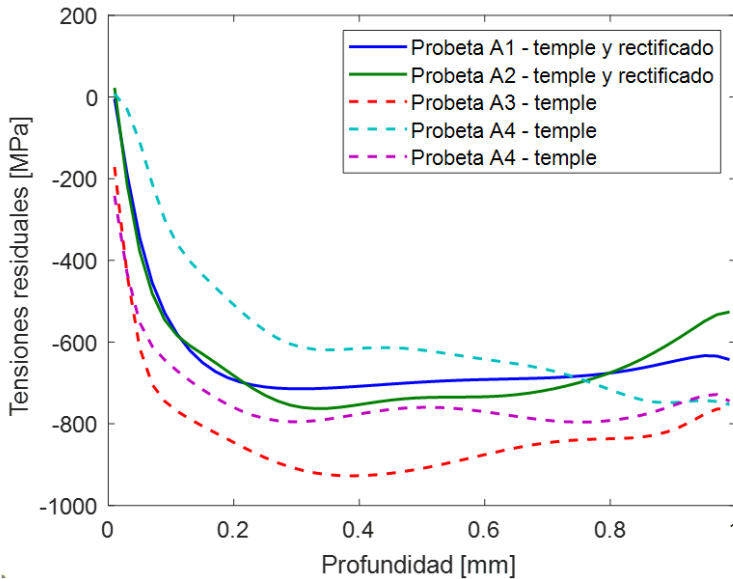


Figura 5.14: Tensiones residuales medidas antes y después del rectificado en probetas A.

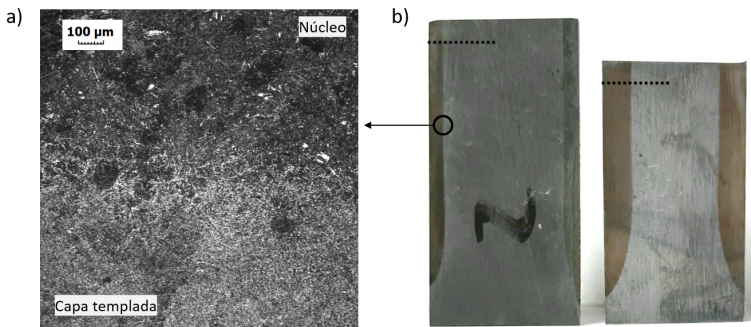


Figura 5.15: a) Microestructura en la zona de transición entre la capa templada y el núcleo de la probeta y b) probeta cortada en la dirección transversal en la que la capa templada se observa de color oscuro para las probetas de 2 mm (izquierda) y 4 mm (derecha). La dirección de medición de la dureza se ha marcado en líneas rojas.

la importancia de considerar las tensiones residuales en los modelos numéricos.

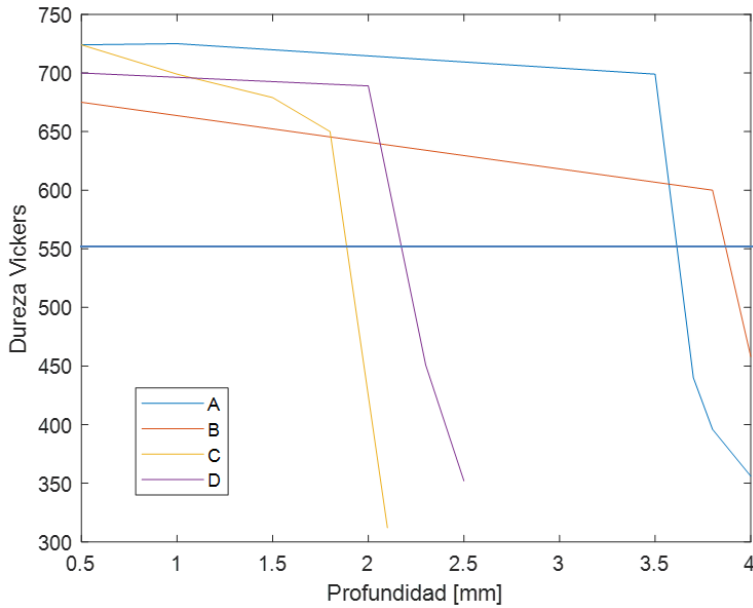


Figura 5.16: Dureza Vickers en las cuatro probetas templadas por inducción.

## 5.4. Resultados de los ensayos experimentales de RCF

La Tabla 5.3 muestra los ciclos de vida RCF obtenidos experimentalmente. En las probetas B, de tensiones residuales de magnitud más baja, se llegó a obtener un desprendimiento de un fragmento de la pieza a los 4,1, 7,1 y 3,9 millones de ciclos, mientras que en las probetas A no se encontraron desprendimientos después de 10M de ciclos y se consideraron *runout*.

Tabla 5.3: Número de ciclos hasta rotura obtenidos experimentalmente en los ensayos RCF. Las probetas A se han considerado *runout* tras 10M de ciclos.

Estado tensional	Ensayo 1	Ensayo 2	Ensayo 3
Probeta A (-800 MPa)	10M ( <i>runout</i> )	10M ( <i>runout</i> )	10M ( <i>runout</i> )
Probeta B (-400 MPa)	4,1M	7,1M	3,9M

El comportamiento probabilístico de la fatiga en general, y del RCF en particular, puede observarse en la dispersión de la vida de fatiga obtenida para las probetas B, ya que la vida a RCF se ve muy afectada por la probabilidad de tener

un iniciador de grietas (normalmente carburos o inclusiones no metálicas) en la región subsuperficial de las muestras. La dispersión de la vida a fatiga obtenida para las muestras B entra en la variabilidad esperada de ensayos similares que se pueden encontrar en la literatura (Xie *et al.*, 2015).

Los resultados experimentales muestran que se puede conseguir una extensión mínima de la vida útil entre el 40% y el 156% cuando las tensiones residuales de compresión son de mayor magnitud. Sin embargo, las vidas de fatiga por RCF obtenidas no sólo están directamente relacionadas con el estado de tensión residual presente en las probetas, sino también con su dureza.

El objetivo de esta tesis doctoral es estudiar la influencia de las tensiones residuales en la vida a RCF y desarrollar una metodología numérica para realizar evaluaciones de la vida a RCF considerando las tensiones residuales. Sin embargo, es importante señalar que las vidas de RCF obtenidas experimentalmente están influenciadas por muchos otros factores (por ejemplo, gradientes de dureza y microestructura en la región subsuperficial o inclusiones y carburos que actúan como iniciadores de grietas). Para tener en cuenta estos factores, los modelos numéricos desarrollados en este trabajo deben ser ampliados.

La Figura 5.17 muestra fotografías de fallos por RCF en probeta y bola. En la figura se pueden observar desprendimientos de un fragmento o *spall* típico de RCF tanto en la probeta como en la bola, así como las pistas de contacto entre la bola y las dos tapas, que se muestra con un color más oscuro. En el caso del desprendimiento en la probeta de estudio, se observa que a un inicio de *spall* en forma de V le sigue una zona de desprendida más grande y considerablemente plastificada, causada por la continuación del ensayo tras producirse la fragmentación inicial, mostrando signos claros de rotura típica por RCF. En la figura en detalle (derecha) se muestra la zona de inicio del desprendimiento en forma de V, donde es posible observar una gran rugosidad en la región fragmentada, mostrando superficies onduladas deformadas plásticamente. En la Figura 5.17 también se muestran pistas en las que no se observan desprendimientos. En algunas las probetas en las que se ha producido fallo por RCF mediante el desprendimiento de un fragmento de la zona superficial, se ha observado que la continuación del ensayo ha llegado a producir desprendimientos también en las bolas utilizadas. En el detalle del fallo por RCF en la bola, se puede observar que el daño producido es menor que en las probetas.

En la Figura 5.18 se muestra una micrografía óptica, donde se puede observar un Dark Etching Region (DER) en una muestra no fragmentada tras 10M ciclos (probeta A). El DER encontrado en las muestras está asociado a la última etapa





Figura 5.17: Probetas y bola tras ensayo RCF. Se muestran detalles de desprendimientos en bola (izquierda) y pista de ensayo (derecha).

previa al fallo por RCF, tal y como se ha estudiado en (Zheng *et al.*, 2019; Kang, 2013; Bhattacharyya *et al.*, 2017), por lo que es un indicativo de que el material fallará por RCF en un número reducido de ciclos. El tamaño del DER encontrado en las probetas no fragmentadas es de aproximadamente 1 mm de ancho, 0,4 mm de profundidad y comienza a una distancia de 0,1 mm de la superficie, lo que se encuentra dentro de los rangos de DERs encontrados en la literatura. En la zona no fragmentada de las probetas B también se han encontrado DERs de las mismas dimensiones. Las dimensiones del DER encontradas en las probetas A no fragmentadas se comparan con la deformación plástica obtenida numéricamente en la figura superpuesta en Figura 5.18, donde es posible observar que el tamaño y el patrón del DER pueden identificarse adecuadamente en el modelo numérico como la región donde se alcanza la deformación plástica.

En la Figura 5.19 se observan microscopías ópticas de la zona fragmentada. En (a) se muestra el inicio del desprendimiento o *spall*, en (b) se muestra en detalle la rugosidad de la zona fracturada a 50x aumentos, mientras que en (c) y (d) se muestra una zona más alejada del punto de inicio de fragmentación, en la que se puede observar una plastificación considerable en forma de olas, producido por la continuación del ensayo y una propagación del fragmento generado por RCF. Esta plastificación en forma de olas o dientes de sierra está ligada a un fallo típico de origen superficial (mecanismo de *pitting*).

Debido a los fragmentos metálicos desprendidos de la superficie, se puede encontrar *plastic pitting* en todas las superficies en contacto: zona no fragmentada en

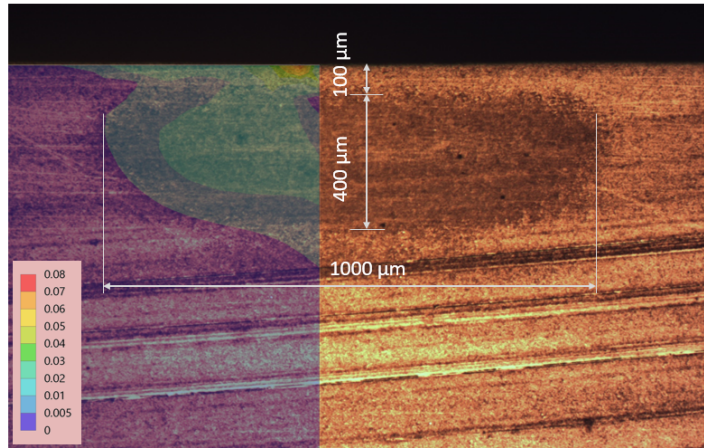


Figura 5.18: Microscopía óptica de una probeta A sin desprendimiento por RCF (aumento 50x) en el que se observa un DER junto con una imagen superpuesta de la deformación plástica obtenida mediante el modelo numérico.

la pista de ensayo y contactos tapa-bola. El *plastic pitting* es un tipo de defecto superficial que puede ocurrir en superficies en contacto en presencia de partículas externas. Por esta razón, las bolas y las tapas se han cambiado para cada ensayo. En la Figura 5.20 se muestra un ejemplo de *plastic pitting* observado en la pista de rodadura de la tapa inferior tras un ensayo con probeta B.

En la Figura 5.21 se muestra una topografía de la zona de fragmentación obtenida con un perfilómetro Leica Map DCM 3D, junto con la las mediciones correspondientes a las cuatro trayectorias marcadas en la imagen. La distancia entre los puntos inmediatamente anteriores a la fragmentación y la profundidad del fragmento es de 178 μm para las trayectorias 1 y 4 exteriores y de entre 208 μm y 232 μm para las trayectorias 2 y 3 en el centro de la zona de ensayo. Los puntos en los que se observan picos se han considerado medidas erróneas y no se han tenido en cuenta para las mediciones pico-valle.

Mediante un análisis topográfico se puede cuantificar la profundidad de la fragmentación causada por el RCF. Sin embargo, el fallo típico del RCF esperado en los ensayos realizados comienza en la zona sub-superficial y se expande hacia la superficie, generando el desprendimiento de un fragmento o fallo por *spalling*. El tamaño del desprendimiento generado no tiene por qué coincidir con la profundidad a la que se ha iniciado la grieta, ya que ésta se propagará en diferentes direcciones y es posible que se generen ramificaciones que causen el *spalling* final. La evolución

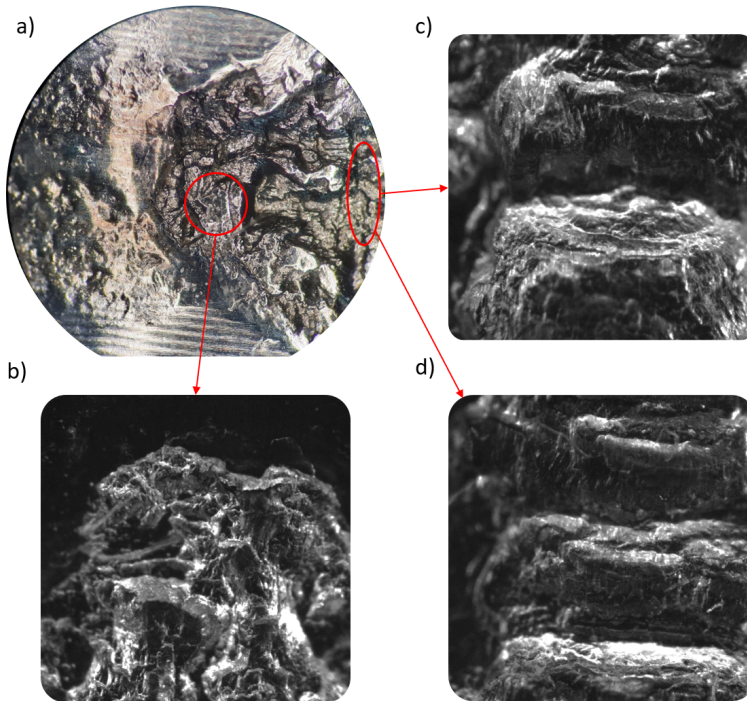


Figura 5.19: Microscopía óptica de una probeta B fragmentada. a) inicio del desprendimiento, b) detalle de la zona inmediatamente después del inicio del fragmento (50x aumentos), c) y d) superficies plastificadas en forma de olas en la zona plastificada tras seguir el ensayo una vez se ha desprendido el fragmento inicial (50x aumentos).

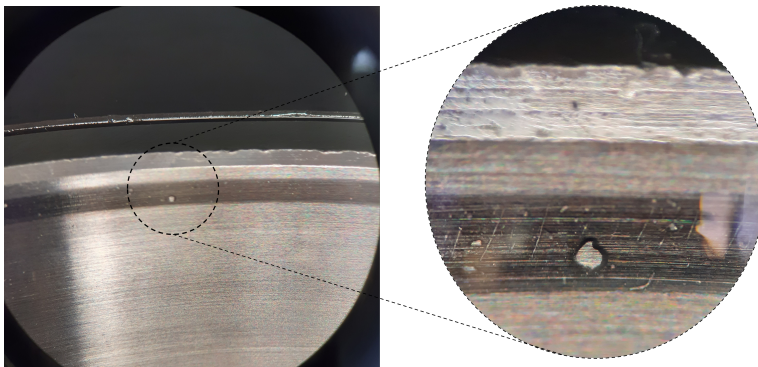


Figura 5.20: *Plastic pitting* en la pista de rodadura de la tapa inferior.

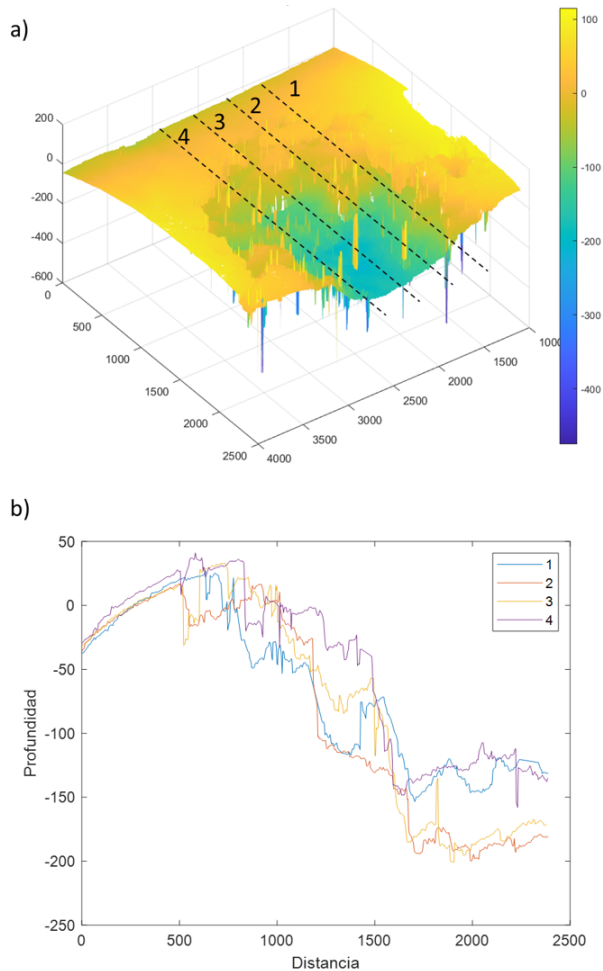


Figura 5.21: Topografía de la zona de fragmentación en una probeta B (a) junto con las mediciones en cuatro trayectorias marcadas (b).

de estas grietas depende de la anisotropía de los granos microestructurales y las inclusiones que aparezcan en la dirección preferencial de propagación, entre otros factores. Por lo tanto, para poder definir la profundidad a la que se inicia el daño en las probetas fragmentadas se requiere un estudio en mayor profundidad mediante otras técnicas como la microscopía óptica.

En las probetas en las que se ha obtenido daño, se puede observar la evolución de la grieta iniciada subsuperficialmente hasta la fragmentación mediante la observación en microscopio óptico. Para poder realizar observaciones microestructurales

en las probetas ensayadas, se ha procedido a cortar las piezas mediante una cortadora metalográfica en la zona exterior de la pista de rodadura. Utilizando lijas de tamaños de grano de 80, 600 y 1200 y suspensiones de diamante de 9, 3 y 1  $\mu\text{m}$  mediante una pulidora automática, se han preparado las superficies de dos muestras extraídas de probetas B para su observación en el microscopio. Puesto que la evolución de las grietas generadas en el RCF es tridimensional, el estudio se ha realizado en diversos pasos, en los que se han observado diferentes planos hasta llegar al plano central de la pista de rodadura mediante el desbaste fino, buscando grietas en las superficies obtenidas en cada plano generado. En la Figura 5.22 se muestra una fotografía de una probeta B preparada para su observación microscópica (la zona oscura indica la capa templada). La zona delimitada entre los puntos B y C ha sufrido fragmentación o desprendimiento por RCF, tal y como se ha mostrado en la Figura 5.17. En la Figura 5.22 se muestran microscopías ópticas en las zonas A, B y C, en la que se pueden observar diferentes morfologías de grietas.

En el detalle A se puede observar una microgrieta que se inicia en una inclusión localizada a una profundidad de 440  $\mu\text{m}$ . En la micrografía se puede observar en detalle que la grieta comienza en una inclusión de la que salen diferentes ramificaciones de una grieta. La propagación de esta grieta subsuperficial se dará en la dirección preferencial de propagación, que estará marcada por las características microestructurales y el nivel de impurezas de acero en esa dirección. Se espera que este tipo de grieta se propague inicialmente en la dirección paralela a la superficie de rodadura, hasta que tome un giro que, con un ángulo considerablemente abierto respecto a la superficie de contacto (sobre 45°), salga a la superficie, causando una fragmentación o *spall*. Se han encontrado inicios de grieta sin crecimiento similares a profundidades entre 360  $\mu\text{m}$  y 440  $\mu\text{m}$  en diferentes planos.

En el detalle obtenido en la zona B, donde se ha iniciado la fragmentación, se puede observar una rotura de tipo *spalling* en la que el inicio de grieta se observa en un punto previo a la zona de *spall*, marcado en la figura con una flecha. En este caso, la profundidad a la que se ha generado el inicio de daño es inferior al a encontrada en el punto A (aproximadamente 160  $\mu\text{m}$  en el plano mostrado). Esta grieta es la causante de la fragmentación encontrada en las probetas ensayadas. La salida a la superficie de la grieta, una vez ha superado su longitud crítica, ha generado el desprendimiento de un fragmento del material, cuya profundidad ha sido estudiada mediante la topografía presentada en la Figura 5.21.

En la micrografía obtenida en el punto C en la zona en la que termina la fragmentación obtenida se puede observar una grieta que comienza en la zona superficial, causando una zona de *pitting* que se desprende a medida que avanza el

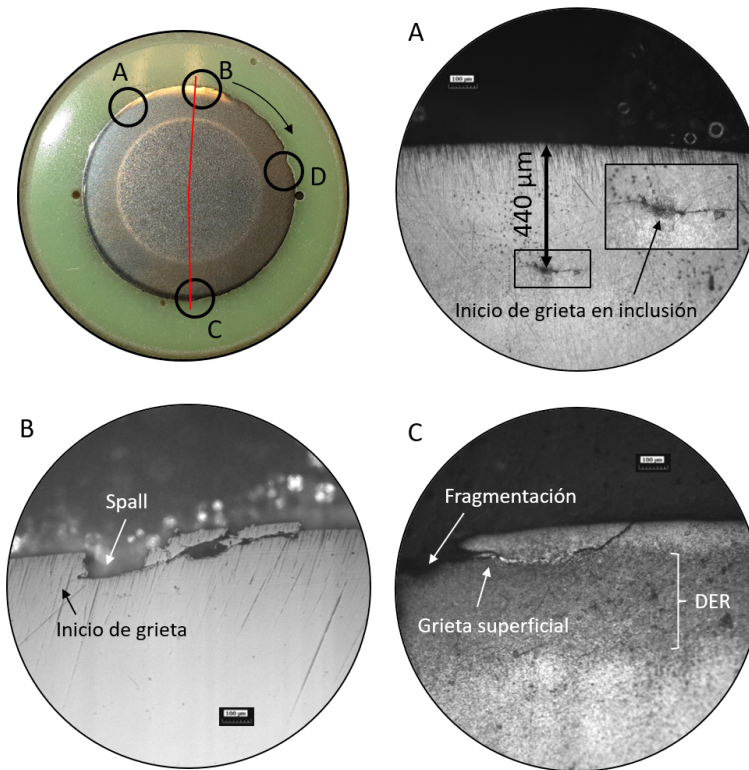


Figura 5.22: Probeta B tras preparación de superficie (la zona oscura indica la capa templada) junto con microscopías ópticas en las zonas A, B y C marcadas. La zona delimitada entre los puntos B y C han sufrido fragmentación por RCF.

ensayo. En los planos estudiados también se han observado otras grietas secundarias de morfologías diferentes a la grieta principal en la zona D marcada en la Figura 5.22.

Una vez observadas las grietas generadas en las probetas se plantea la siguiente hipótesis sobre el origen del fallo obtenido: el fallo por RCF generado en los ensayos realizados es de origen subsuperficial (*spalling*), al tratarse de una probeta con una buena rugosidad debida al rectificado aplicado, junto con una lubricación adecuada que favorece una situación elasto-hidrodinámica (EHD). Por lo tanto, se ha considerado que el origen del fallo por RCF obtenido en las probetas es de tipo *spalling* o subsuperficial como en las mostradas en los detalles A y B de la Figura 5.22. Posteriormente, las hendiduras generadas por la salida de la grieta a la superficie han actuado como iniciadores de grieta superficial de tipo *pitting*,

en la que la grieta se genera a raíz del fallo superficial y crece hacia el interior de la pieza. El hecho de encontrar zonas plastificadas en forma de olas o dientes de sierra en la zona alejada del inicio de la fragmentación inicial (mostradas en la Figura 5.19 c y d) podría indicar que, una vez iniciada la fragmentación originada subsuperficialmente (*spalling*), los ciclos posteriores podrían generar grietas por *pitting*.

## 5.5. Estudio numérico de vida a RCF

Se ha desarrollado un procedimiento de cálculo para la evaluación numérica de la vida útil de los componentes sometidos a RCF, que puede verse en la Figura 5.23. En el diagrama de flujo, se puede observar que el procedimiento comienza con un cálculo por elementos finitos de temple por inducción, donde se obtienen las tensiones residuales utilizando el modelo presentado en el Capítulo 4. Luego, estas tensiones se mapean en un modelo de contacto desarrollado para evaluar el contacto entre la probeta y las bolas, considerando las tensiones residuales previamente calculadas. Para la segunda parte del procedimiento, en el que se evalúa la vida útil, los resultados se transfieren a un *script* desarrollado en Matlab, donde se calculan las tensiones críticas de Dang Van y se trazan en las curvas sintéticas S-N para cada dureza con el fin de obtener el número de ciclos de vida a RCF para el componente estudiado. Los detalles de los diferentes pasos del procedimiento se presentan en las siguientes secciones.

### 5.5.1. Modelo de contacto RCF

Una vez obtenidas las tensiones residuales derivadas del temple por inducción, mostradas en la sección 5.3.2, se extrae el tensor de tensiones en cada nodo y se mapea en el modelo mono-contacto de RCF, donde se simula el contacto entre la probeta y una de las bolas. Para ello, se extrae el tensor de tensiones de cada nodo del modelo de temple por inducción. El tensor de tensiones se mapea en el modelo de contacto mediante un algoritmo de ponderación por triangulación, donde el tensor de tensiones obtenido en los nodos del modelo de temple por inducción se mapea en los nodos de la nueva malla mediante la búsqueda de los nodos más cercanos en la malla original. Las tensiones residuales se introducen como tensiones iniciales en el modelo de contacto, donde se realiza un primer paso para considerar el estado de tensión inicial para conseguir el equilibrio mecánico, y se define un segundo paso para considerar el contacto con la bola.

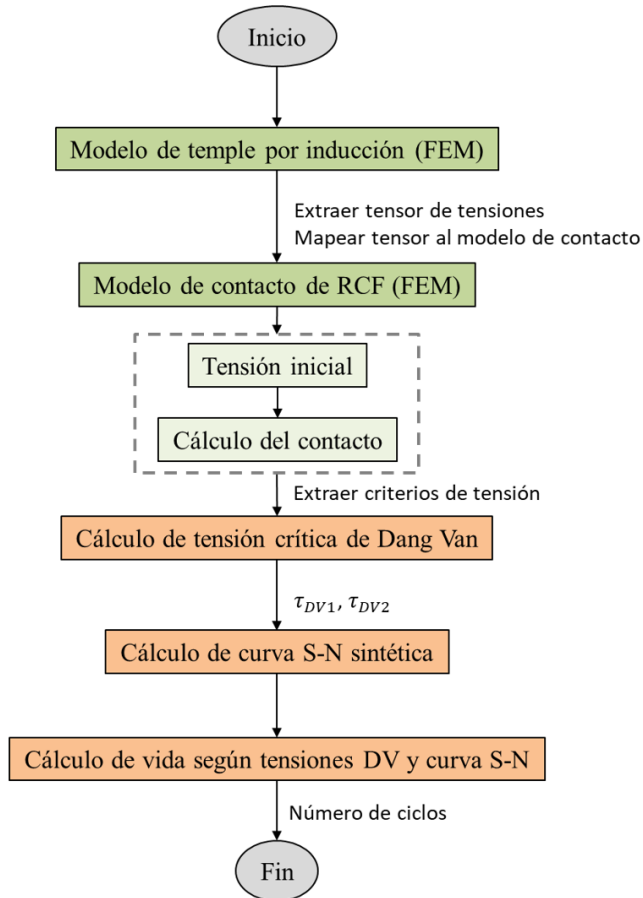


Figura 5.23: Diagrama de flujo del procedimiento desarrollado para el estudio de vida numérico. Las cajas verdes indican modelado por elementos finitos y las cajas naranjas indican cálculos en Matlab.

Para calcular las tensiones sub-superficiales, el análisis de contacto en materiales homogéneos suele realizarse en condiciones elásticas siguiendo la teoría de distribución de tensiones de Hertz. Sin embargo, en esta tesis se ha evaluado la distribución de tensiones sub-superficiales de contacto utilizando un modelo de elementos finitos elastoplástico mono-contacto desarrollado en ANSYS, ya que no se puede despreciar el nivel de plasticidad alcanzado en los ensayos experimentales. Todas las simulaciones se han realizado en condiciones de rodadura en estado estacionario y solamente se ha representado 1/4 de la bola, ya que se pueden considerar simetrías en el modelo. El contacto entre la bola y la probeta se ha considerado con



un coeficiente de fricción de 0,2 y se ha modelado mediante elementos de contacto con comportamiento asimétrico y formulación de Lagrange aumentada. Para modelar el contacto entre las caras se ha utilizado el modelo de fricción de Coulomb proporcionado por ANSYS, con el que las caras en contacto permanecen adheridas con la carga aplicada, sin deslizamiento entre ellas. Se han utilizado soportes sin fricción para evitar que las superficies de simetría se muevan libremente. La Figura 5.24 (a,b) muestra la malla utilizada para el modelo elastoplástico, compuesta por 1M de nodos con una malla muy fina (el tamaño de la malla es aproximadamente  $8 \times 10^{-5}$  m) en la zona de contacto. Se han utilizado elementos cuadráticos para el modelo, donde las zonas fuera de la región de contacto se han mallado con tetraedros, mientras que la zona de interés se ha mallado con hexaedros.

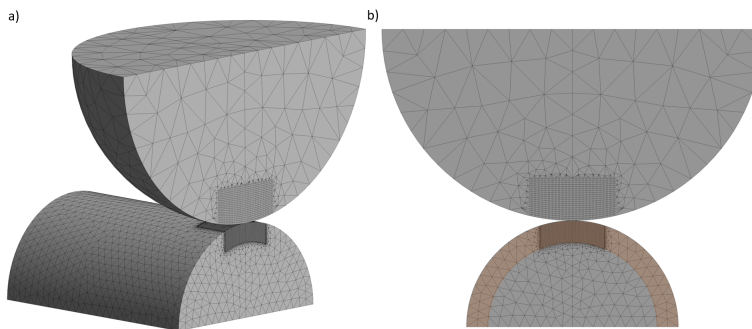


Figura 5.24: Malla utilizada en el modelo elastoplástico. La capa templada se muestra en naranja en (b), representando la región en la que las propiedades mecánicas difieren del núcleo.

Para modelar el comportamiento elastoplástico del material bajo altas presiones de contacto, se debe utilizar un modelo de plasticidad. En esta tesis, el comportamiento elastoplástico del material se ha considerado utilizando una ley de endurecimiento isotrópico bilineal con el criterio de fluencia de von Mises. Se considera que el módulo tangente es el 10% del módulo de Young (Ghaednia *et al.*, 2017). El límite elástico se actualiza en cada incremento de tiempo según la ecuación 2.47 mostrada en el marco teórico (capítulo 2). La dureza del material se ha considerado uniforme en la capa templada con un valor de 724 HV para la probeta A y 675 HV para la probeta B. La dureza del núcleo se ha establecido en 320 HV para ambos modelos numéricos. Tal y como se ha mencionado en capítulos previos, la dureza está directamente relacionada con el límite elástico (ecuación (4.3) en la sección 4). La resistencia última ( $\sigma_{UTS}$ ) se relaciona con la dureza Vickers según la ecuación

(5.1) (Pavlina and Van Tyne, 2008; Fujita and Kuki, 2016; Wang *et al.*, 2018).

$$\sigma_{UTS} = -99,8 + 3,723HV \quad (5.1)$$

Por lo tanto, para tener en cuenta el diferente límite elástico y la resistencia última en función de la dureza del acero, se han diferenciado dos regiones en el modelo en función de su dureza. La región coloreada en naranja en la Figura 5.24 (b) corresponde a la región de alta dureza, mientras que se establece el material más débil para el núcleo. La Tabla 5.4 muestra un resumen de las propiedades del material calculadas para la capa templada y el núcleo.

Tabla 5.4: Resumen de las propiedades mecánicas del 42CrMo4 en función de su dureza.

Propiedad	Capa templada (724 HV5)	Capa templada (675 HV5)	Núcleo (320 HV5)
Módulo de Young (GPa)	205	205	205
Módulo tangente (GPa)	0,1 <i>E</i>	0,1 <i>E</i>	0,1 <i>E</i>
Ratio de Poisson	0,3	0,3	0,3
Límite elástico (MPa)	1991	1850	830
Resistencia última (MPa)	2595	2413	1091

Durante la fatiga por contacto de rodadura, el material experimenta un ablandamiento cíclico debido a las alteraciones microestructurales causadas por la sollicitación. En el modelo numérico desarrollado se ha estudiado una condición de rodadura en estado estacionario y no se ha considerado este comportamiento del material.

Los resultados numéricos obtenidos para la probeta A, donde las tensiones residuales se han considerado como tensión inicial en el modelo, se muestran en la Figura 5.25 para la región de contacto del cilindro, donde se puede observar (a) la distribución de tensiones equivalentes (von Mises) bajo la carga de contacto, (b) tensión de Tresca, (c) tensión de cortadura ortogonal y (d) tensión de cortadura octaédrica. La presión de contacto entre las bolas y el cilindro en la región elasto-plástica es de 4,3 GPa, en comparación con la presión de 5 GPa calculada mediante el modelo analítico elástico de Hertz.

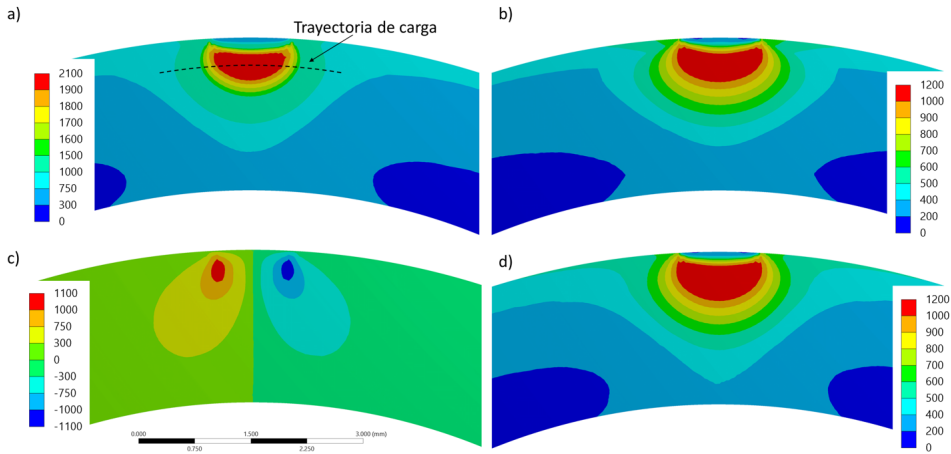


Figura 5.25: Distribución de tensiones [MPa] bajo la carga de contacto: (a) von Mises, (b) Tresca, (c) cortadura ortogonal y (d) cortadura octaédrica. La línea discontinua en (a) indica la trayectoria de carga.

### 5.5.2. Cálculo de tensión crítica de Dang Van

La Figura 5.26 muestra un ciclo de carga típico calculado con el modelo elasto-plástico: se muestran las tensiones de von Mises, normales y de cortadura, donde el eje  $x$  denota la posición en la trayectoria de la carga en una de las posibles profundidades críticas (véase la Figura 5.25 (a) para la trayectoria de la carga), donde la posición 0 se define en el centro del contacto, y el eje  $y$  denota las tensiones en MPa. En la figura se puede observar la multiaxialidad en la tensión típica generada en el RCF. Si se observa el ciclo de tensión multiaxial de una forma más detallada, se puede observar la inversión completa de la tensión de cortadura (por tanto, demostrando que  $R = -1$ ), mostrando una distribución de tensión no proporcional típica asociada al contacto hertziano, puesto que las tensiones normales y de cortadura no siguen ninguna proporcionalidad.

Posteriormente, se aplica el criterio de Dang Van a los resultados numéricos obtenidos, incorporando las tres magnitudes de tensión crítica como tensión crítica de cortadura  $\tau_a$  del modelo de Dang Van para las ecuaciones (2.49) y (2.50). Las propiedades del material necesarias para la aplicación del criterio multiaxial se evalúan en función de la dureza. Dado que las magnitudes de tensión crítica estudiadas en esta tesis proporcionan diferentes distribuciones de tensión en la región sub-superficial, no es posible elegir una única trayectoria de tensión crítica. Por lo

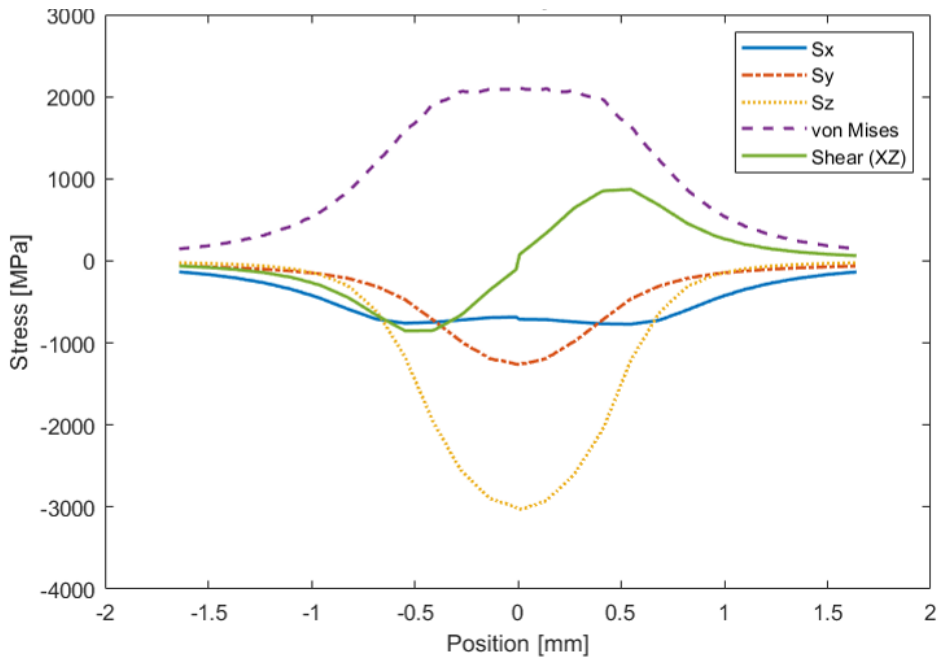


Figura 5.26: Ciclo de carga en el que se muestran la tensión de von Mises, cortadura (plano XZ) y normales en x, y, z.

tanto, en este estudio, se ha analizado el daño según el criterio de Dang Van para cada nodo en la región de contacto en lugar de una única trayectoria. Para cada nodo, las tres magnitudes de tensión de cortadura y las tensiones hidrostáticas se han extraído de los resultados del modelo FEM (valores promediados extrapolados de los puntos nodales) y los pares  $(\tau, \sigma_H)$  se han representado en el diagrama de Dang Van para todo el volumen. En consecuencia, se han calculado las tensiones críticas de Dang Van para cada magnitud de tensión crítica. Una representación gráfica de los resultados obtenidos en el diagrama de fatiga multiaxial de Dang Van se ofrece en la Figura 5.27, donde se pueden observar los pares  $(\tau, \sigma_H)$  extraídos en función de las diferentes magnitudes de cortadura críticas utilizadas. Para cada tipo de probeta y magnitud de tensiones críticas, se ha buscado el punto más alejado en la zona exterior del límite de resistencia marcado por el criterio de Dang Van y se ha dibujado una línea tangente, utilizada para calcular la tensión crítica de Dang Van según la ecuación (2.49). Para cada caso, la tensión crítica de Dang Van se muestra en la gráfica.

En los resultados de la tensión crítica de Dang Van mostrados en la Figura 5.27

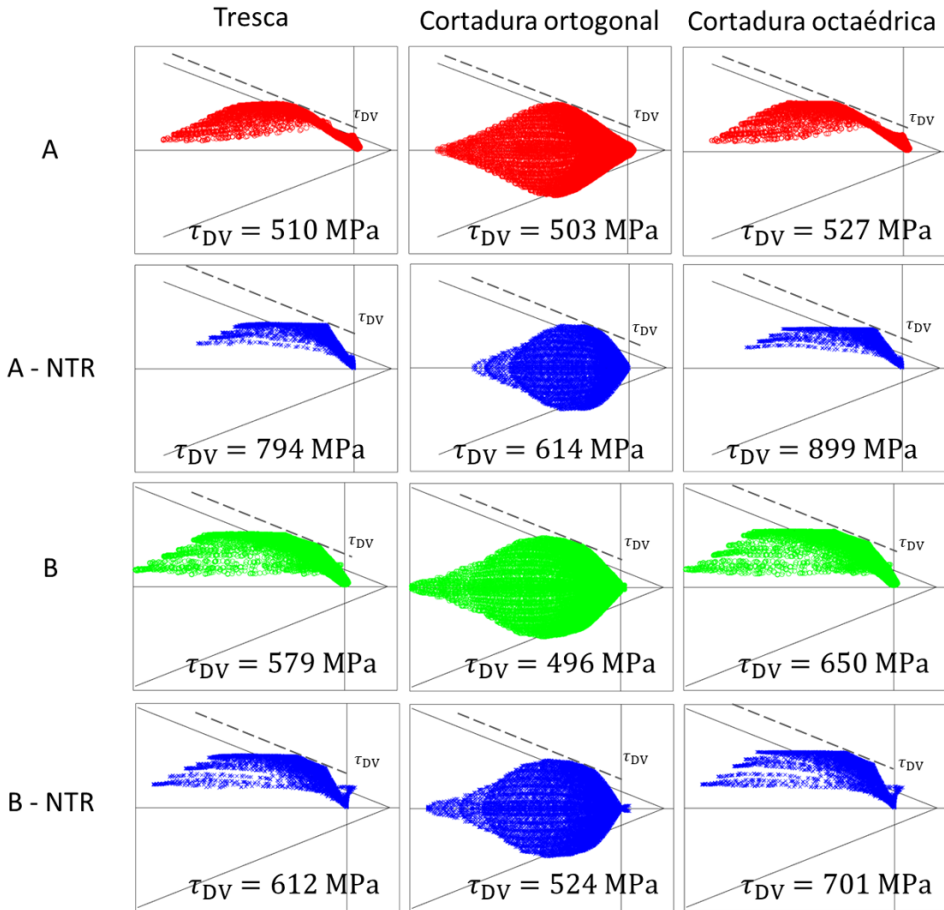


Figura 5.27: Diagrama de Dang Van con los pares  $(\tau, \sigma_H)$  en el volumen de estudio seleccionado. Las filas se refieren a: (1) probeta A, (2) probeta A sin tensiones residuales, (3) probeta B y (4) probeta B sin tensiones residuales. Las columnas indican Tresca (izquierda), cortadura ortogonal (central) y cortadura octaédrica (derecha).

se puede observar que la magnitud de cortadura ortogonal ofrece tensiones críticas más altas para los cuatro tipos de probeta, mientras que la magnitud de cortadura ortogonal ofrece tensiones críticas de Dang Van más bajas para todas las probetas. Las diferencias entre las magnitudes más y menos conservadoras aumentan a medida que el nivel de tensiones residuales y dureza aumenta.

### 5.5.3. Curvas S-N sintéticas

Una de las normas de referencia para el diseño de rodamientos es el procedimiento de Germanischer Lloyd (Germanischer Lloyd, 2010), también conocido como *GL guideline*, que permite calcular curvas S-N o Wöhler sintéticas. Para el caso de piezas forjadas y laminadas no soldadas, el procedimiento tiene en cuenta la influencia de varios parámetros geométricos y de material. Para este trabajo, se han considerado los siguientes

- Se ha medido la rugosidad de la superficie con un valor medio de  $R_z = 3,63 \mu\text{m}$  como consecuencia del rectificado aplicado a las piezas antes de ensayar.
- El factor de muesca se ha fijado en 1 porque se aplica el enfoque de la tensión estructural. No se ha tenido en cuenta la sensibilidad de muesca.
- El factor de tecnología se ha definido en 1 puesto que el espesor de la probeta es  $< 100\text{mm}$ .
- Los efectos de espesor se han ignorado.
- El límite a fatiga se ha calculado desde el límite elástico normativo y se ha adaptado considerando el factor de influencia total.
- Se ha considerado un factor de seguridad parcial de 1,1.
- La probabilidad de supervivencia se ha fijado en 50 %.

Una vez considerados todos los efectos, se han calculado las pendientes  $m_1$  y  $m_2$  de la curva S-N, así como el número de ciclos y las amplitudes de tensión en el límite superior de fatiga ( $N_1$  y  $\sigma_1$ , respectivamente) y en el codo de la curva ( $N_D$  y  $\sigma_A$ ). La transformación de la curva S-N uniaxial calculada a una curva S-N de cortadura puede realizarse dividiendo el resultado entre  $\sqrt{3}$  (Gabelli *et al.*, 2012). La Figura 5.28 muestra las curvas S-N sintéticas obtenidas para cada nivel de dureza medida experimentalmente, en la que se muestran las curvas uniaxiales calculadas (en líneas continuas) y las curvas S-N de cortadura (en líneas discontinuas). Los parámetros calculados mediante el procedimiento GL se indican en la figura.

El procedimiento de cálculo utilizado puede verse en la Figura 5.29 (extraído del apéndice 5.B.3.1 de Germanischer Lloyd (2010)).

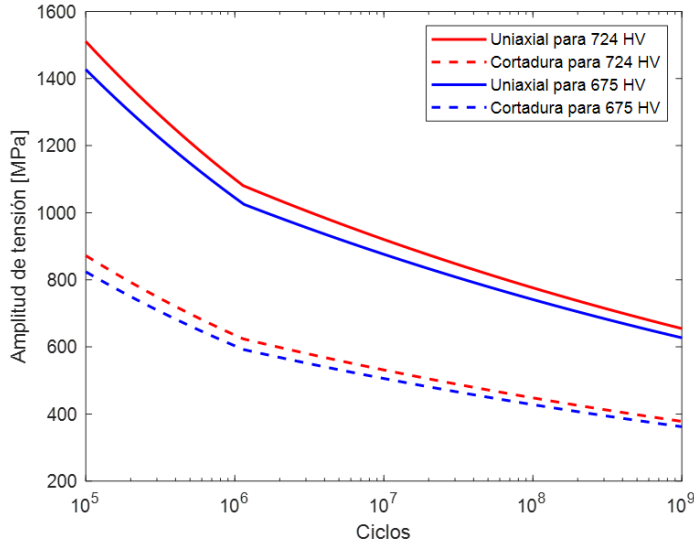


Figura 5.28: Curvas S-N sintéticas calculadas para el caso uniaxial (líneas continuas) y cortante (líneas discontinuas) para durezas de 724 HV y 675 HV, calculadas utilizando el procedimiento GL.

## 5.6. Resultados y discusión

En la Tabla 5.5 se resumen las vidas RCF obtenidas numéricamente en la sección 5.5 y se comparan con el número de ciclos obtenido experimentalmente. Los ciclos teóricos hasta la rotura para las tres muestras se han calculado en función de las tensiones calculadas y de la curva S-N, como se ha indicado anteriormente.

Tabla 5.5: Resumen del número de ciclos obtenidos numérica y experimentalmente según las tres magnitudes de tensión crítica. ND indica que no hay datos disponibles. NTR indica una pieza sin tensiones residuales.

	Teórica (base numérica)			Experimental
	Tresca	Ortogonal	Octaédrica	
<b>A</b>	17M	20M	10, 9M	10M (runout)
<b>A-NTR</b>	187k	1, 4M	79k	ND
<b>B</b>	1, 5M	12, 9M	574k	3, 9 – 7, 1M
<b>B-NTR</b>	887k	6, 1M	329k	ND

En resumen, cuando la dureza se mantiene constante, es posible encontrar una

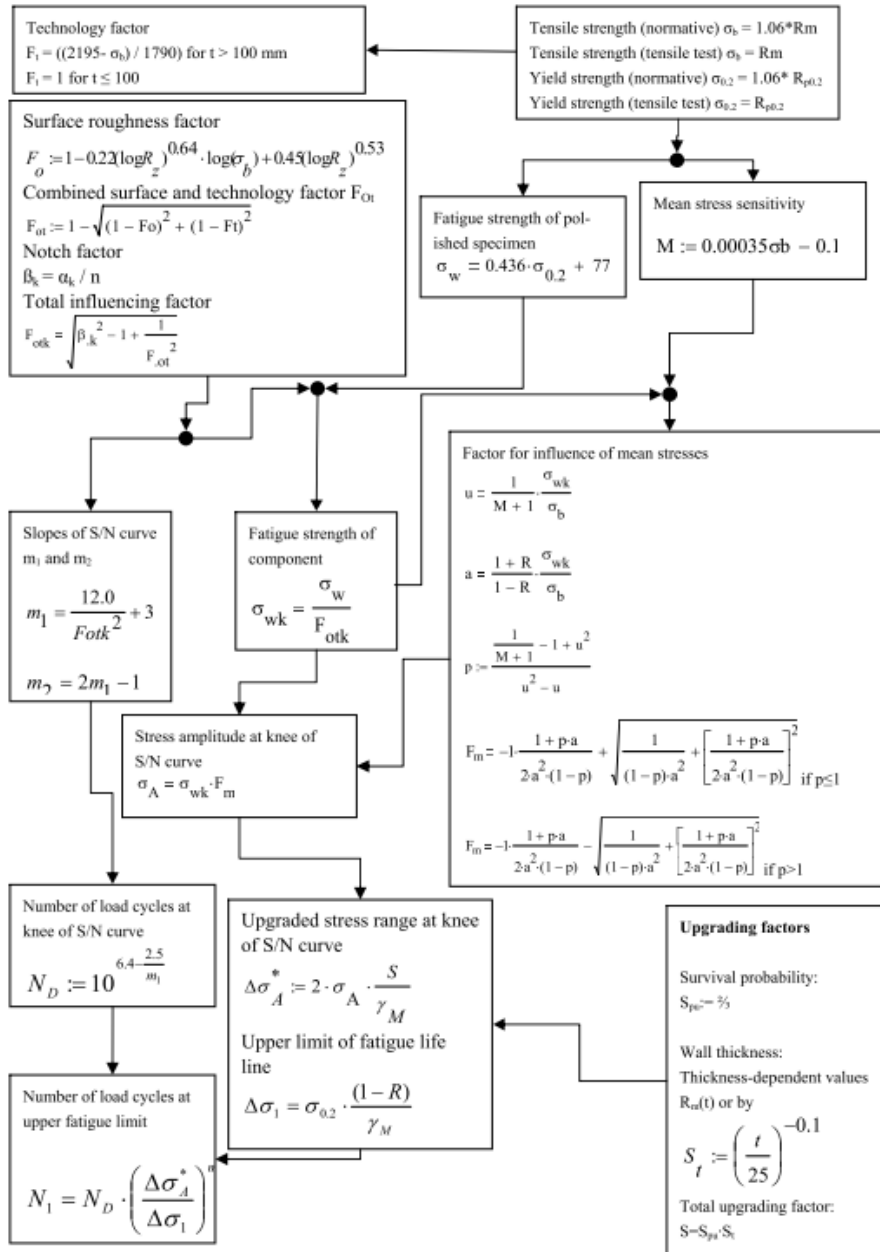


Figura 5.29: Procedimiento de cálculo utilizado para calcular la curva S-N sintética.

Fuente: (Germanischer Lloyd, 2010)



gran diferencia entre la vida útil predicha para las probetas con y sin tensiones residuales, especialmente para el caso en el que la magnitud de tensiones residuales de compresión es elevada. Esta diferencia es mayor a medida que aumenta la dureza de las probetas. Como ejemplo, según la magnitud de cortadura de Tresca con el criterio multiaxial de Dang Van en la probeta A, una probeta para la que no se han considerado las tensiones residuales en las simulaciones se fragmentaría a los 187k ciclos, mientras que una muestra con altas tensiones residuales de compresión consideradas en el modelo FEM mostraría una vida útil mucho mayor (17M ciclos). La diferencia entre las probetas con y sin tensiones residuales puede observarse para las tres magnitudes de tensión estudiadas en esta tesis doctoral, haciéndose más evidente a medida que las tensiones residuales son más compresivas y se incrementa la dureza. La mayor diferencia se observa para el criterio de Tresca, mientras que los resultados proporcionados por la magnitud de cortadura ortogonal no muestran diferencias tan grandes. Por lo tanto, es posible concluir que la consideración de las tensiones residuales en las evaluaciones de la vida a la fatiga tiene un gran impacto en la predicción de la vida útil, ya que la vida útil predicha sin considerar el perfil de tensiones residuales de las probetas sería considerablemente menor.

Por lo tanto, considerar las tensiones residuales inducidas por el proceso en los análisis de RCF de componentes industriales adquiere una gran importancia, especialmente si las tensiones residuales de compresión en la superficie de los componentes son de una magnitud elevada.

A continuación, se comparan las magnitudes de cortadura críticas estudiadas en esta tesis doctoral en base a predicción de vida útil y localización de la profundidad de daño crítico.

### 5.6.1. Comparación de las magnitudes de tensión crítica estudiadas en base a predicción de vida útil

En la Figura 5.30 se representan los resultados numéricos y experimentales en las curvas S-N sintéticas obtenidas. Las tensiones mostradas en las figuras son las tensiones críticas de cortadura según Dang Van calculadas a partir de las tres magnitudes de tensión estudiadas en esta tesis (Tresca, cortadura ortogonal y octaédrica), mostradas en la Figura 5.27. En el caso de las probetas A y B, para las que existen resultados experimentales (mostradas en la Tabla 5.3), el número de ciclos obtenido se ha trazado en la curva S-N. Debido a la imposibilidad de medir experimentalmente la tensión generada en las probetas durante el ensayo de RCF, se han completado los pares  $(\tau, N)$  mediante tensiones de cortadura críticas de Dang

Van calculadas de forma numérica mediante el procedimiento presentado. Para los cuatro tipos de probetas, se ha utilizado el procedimiento de cálculo desarrollado para calcular las tensiones críticas y el número de ciclos teórico según las curvas S-N sintéticas generadas. Por lo tanto, en la Figura 5.30 se representa la diferencia entre el número de ciclos a rotura obtenidos experimental y numéricamente para las probetas A y B. En las figuras también es posible observar las diferencias entre probetas, donde las probetas con mayores tensiones de compresión (A) son capaces de soportar un mayor número de ciclos, en comparación con las probetas con bajas (B).

Las predicciones obtenidas para las probetas B utilizando las magnitudes de Tresca y cortadura octaédrica, tal y como recomienda Dang Van, parecen ser demasiado conservadoras, ya que el fallo se esperaría teóricamente antes que los resultados obtenidos experimentalmente, especialmente en el caso del cortadura octaédrica, donde el error en la predicción es mayor. Por otro lado, los resultados proporcionados utilizando la magnitud ortogonal sobrestiman la vida obtenida, donde la predicción establece que el fallo se esperaría a los 12,9M de ciclos. Para estas probetas, la diferencia de vida útil entre el componente con y sin tensiones residuales es de entre 245k y 6,8M de ciclos dependiendo de la magnitud de tensión cortante utilizada.

En el caso de las probetas A, en las que no se han encontrado fragmentaciones, las tres magnitudes de tensión de cortadura proporcionan resultados similares. Las tres magnitudes de tensión de cortadura críticas predicen fallos entre 10,9M y 20M de ciclos. Aunque no se ha alcanzado el fallo en la probeta A después de 10M de ciclos, la DER encontrada en las probetas no fragmentadas podría indicar que el fallo por RCF podría producirse en un número corto de ciclos, ya que las DERs están asociadas a las últimas etapas del RCF. En cuanto a la comparación entre las probetas con y sin tensiones residuales, la diferencia entre considerar y no considerar tensiones residuales en probetas de elevada dureza es de entre 10,8M y 18,6M de ciclos, dependiendo de la magnitud de tensión utilizada.

En resumen, en lo que respecta a la predicción de los ciclos teóricos hasta el fallo, la diferencia entre considerar y no considerar las tensiones residuales en las evaluaciones de vida útil es grande, especialmente para las probetas en las que se obtienen tensiones residuales de gran magnitud y dureza elevada. El criterio de cortadura ortogonal no predice diferencias de vida tan grandes entre los modelos que consideran y no consideran las tensiones residuales.

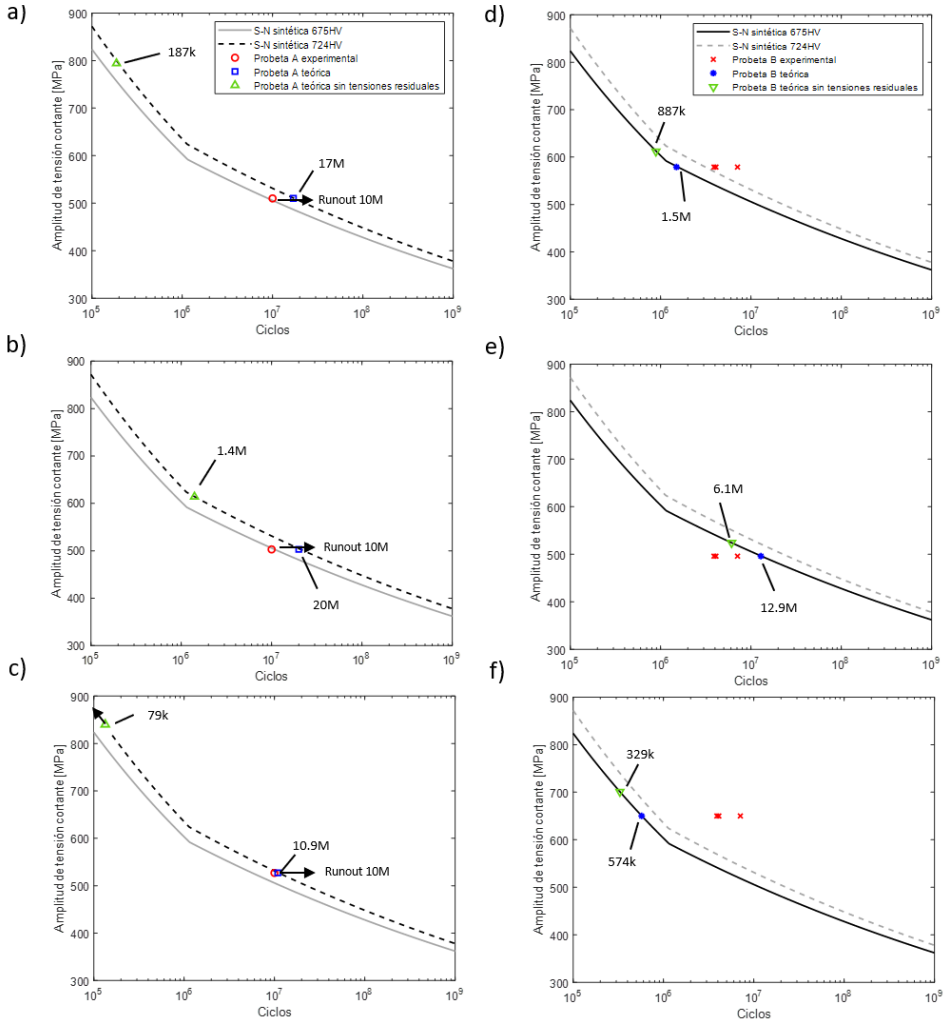


Figura 5.30: Resultados calculados y obtenidos experimentalmente para las probetas A (columna izquierda) y B (columna derecha) mostrados en curvas S-N obtenidas, incluyendo probetas teóricas sin tensiones residuales. Las tensiones de cortadura críticas de Dang Van se han obtenido utilizando las magnitudes de tensión: Tresca (a,d), cortadura ortogonal (b,e) y cortadura octaédrica (c,f).

### 5.6.2. Comparación de las magnitudes de tensión crítica estudiadas en base a acumulación de daño según Dang Van.

El daño según Dang Van, calculado con la ecuación (2.53), ofrece el daño máximo en la región estudiada, donde se puede observar si el punto más crítico del

componente sufrirá daño en algún momento de los ciclos de carga. La localización del punto más crítico y, por lo tanto, el más susceptible a sufrir una nucleación de grieta, se puede obtener cuando se calcula y observa la distribución del daño en la región de contacto. En la Figura 5.31 se muestran las distribuciones del daño para las probetas A (a, b y c) y B (d, e y f) en función de la magnitud de cortadura utilizada. Para obtener las distribuciones que se muestran a continuación se han extrapolado los resultados de las tensiones a los nodos desde los puntos de integración y se ha incorporado la ecuación (2.53) mediante expresiones definidas por el usuario (*user-defined results*) en ANSYS. La ubicación del punto más dañado se ha marcado con una cruz negra en cada figura. Todos los puntos trazados en rojo tienen un valor de daño superior a 1.

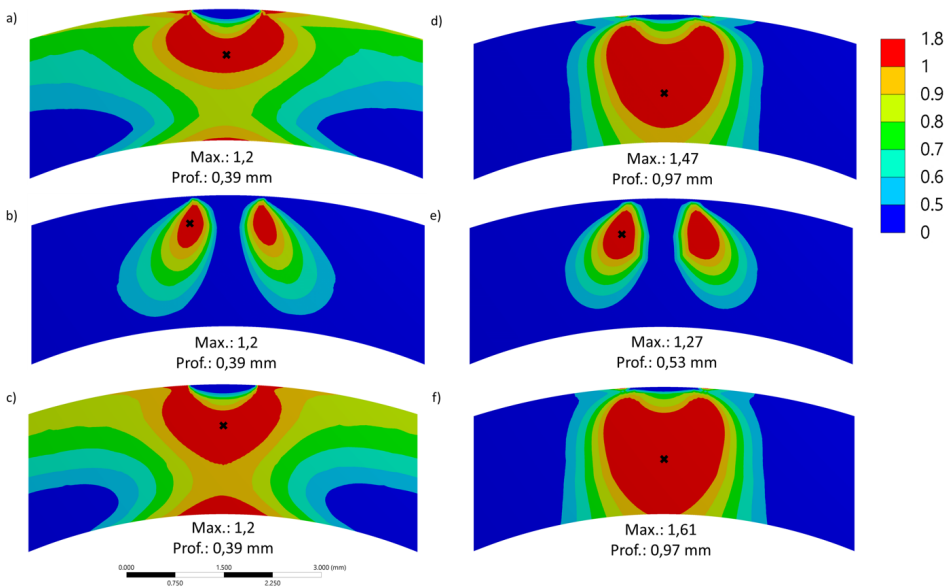


Figura 5.31: Distribución del daño en las probetas A: a) Tresca, b) cortadura ortogonal, c) cortadura octaédrica y B: d) Tresca, e) cortadura ortogonal, f) cortadura octaédrica. Todos los puntos representados en rojo tienen un valor de daño superior a 1. La localización del daño máximo se ha marcado con una cruz negra en cada caso. El daño máximo obtenido se muestra bajo la figura correspondiente a cada magnitud de cortadura.

La tabla 5.6 muestra un resumen de los valores de daño máximo y las profundidades de daño crítico para todos los tipos de probeta.

En el caso de la probeta A, la profundidad de daño crítico es de 0,39 mm según

Tabla 5.6: Resumen del daño máximo y profundidad de daño (en mm) según las tres magnitudes de cortadura críticas.

	<b>Tresca</b>		<b>Ortogonal</b>		<b>Octaédrico</b>	
	<b>Daño</b>	<b>Prof.</b>	<b>Daño</b>	<b>Prof.</b>	<b>Daño</b>	<b>Prof.</b>
<b>A</b>	1,2	0,39	1,2	0,39	1,2	0,39
<b>A-NTR</b>	1,77	0,78	1,42	0,44	1,94	0,78
<b>B</b>	1,47	0,97	1,27	0,53	1,61	0,97
<b>B-NTR</b>	1,54	1,02	1,34	0,53	1,7	1,02

las tres magnitudes de tensión de cortadura críticas, con un valor de daño máximo de 1,2. La distribución del daño se muestra para la probeta A en la Figura 5.31 según Tresca (a), cortadura ortogonal (b) y cortadura octaédrica (c).

Para la probeta B, la profundidad de daño crítico es de 0,53 mm según la magnitud de cortadura ortogonal y de 0,97 mm para la cortadura octaédrica y Tresca. La distribución del daño se muestra para la probeta B en la Figura 5.31 según Tresca (d), cortadura ortogonal (e) y cortadura octaédrica (f). Cuando se observan los valores máximos de daño, la cortadura octaédrica estima valores de daño mayores (1,61) que las magnitudes de cortadura de Tresca y ortogonal (1,47 y 1,27, respectivamente). En este caso, la magnitud de cortadura ortogonal proporciona valores de daño máximo más bajos.

En el caso de las probetas sin tensiones residuales, las profundidades críticas son mayores que en el caso de las probetas tensionadas. En el caso de la probeta A, la profundidad de la localización del daño máximo está entre 0,44 mm (cortadura ortogonal) y 0,78 mm (Tresca y cortadura octaédrica). En el caso de la probeta B, la localización del daño coincide con la probeta con tensiones residuales según la cortadura ortogonal (0,53 mm), pero es mayor según Tresca y cortadura octaédrica (1,02 mm). Los valores de daño máximo también son mayores cuando no se consideran las tensiones en ambas probetas. Para la probeta A los valores varían entre 1,42 y 1,94, mientras que la probeta B tiene valores más bajos, entre 1,34 y 1,7.

Los resultados obtenidos muestran que las tensiones residuales de compresión modifican el punto de daño máximo, y por lo tanto, modifican el punto más propenso a sufrir una nucleación de grieta. Un nivel de tensiones residuales moderado como el que ofrece la probeta B no modifica considerablemente el punto más crítico respecto a una probeta no tensionada, pero un nivel más elevado de tensiones residuales (probeta A) acerca el punto crítico a la superficie de una forma más

notable. Si se comparan los volúmenes dañados obtenidos en las probetas A y B, se puede observar que el volumen dañado es mayor en la probeta B, indicando que las tensiones residuales de compresión minimizan el volumen dañado en las piezas sometidas a RCF. El volumen dañado está muy relacionado con la probabilidad de supervivencia de un componente, ya que el comportamiento a fatiga se ve afectado principalmente por las características microestructurales, especialmente por la limpieza del acero. El concepto de volumen dañado se ha incorporado a las metodologías de diseño de rodamientos, ya que las distribuciones de Weibull suelen aplicarse al volumen dañado calculado según la teoría L-P. En general, cuanto mayor es el volumen dañado, mayor es la probabilidad de fallo, ya que la probabilidad de encontrar un iniciador de grieta en el volumen afectado es mayor. En las figuras se puede observar que el volumen dañado es mayor para la magnitud de cortadura octaédrica, mientras que la cortadura ortogonal proporciona un volumen menor.

En lo que respecta a la correlación con los resultados experimentales, únicamente se ha realizado el estudio con probetas de tipo B que han sufrido una fragmentación, observando grietas de tamaño considerable que llegan a superficie. El punto de inicio de grieta se ha observado mediante estudios metalográficos en las probetas que han sufrido daño a fatiga RCF. El objetivo de este análisis ha sido el de cuantificar la profundidad a la que se inician las grietas, para poder correlar estos datos con las simulaciones realizadas utilizando las tres magnitudes analizadas. En las probetas observadas mediante microscopio, se ha obtenido una profundidad de nucleación de grietas de entre  $360\ \mu\text{m}$  y  $440\ \mu\text{m}$ . Estos datos indican que la magnitud de tensión cortante ortogonal podría ser más adecuada para predecir la nucleación del daño por RCF.

En resumen, es posible concluir que las tensiones residuales de compresión mejoran, en general, el comportamiento del componente frente al daño por RCF, al conseguir un menor volumen dañado con valores de daño máximo más bajos. Como ya se ha comentado, la magnitud de tensión de cortadura octaédrica predice un mayor fallo de los componentes para ambos tipos de probetas y la diferencia entre las probetas con y sin tensiones residuales es menor según la magnitud de cortadura ortogonal.

## 5.7. Conclusiones

Se ha desarrollado una metodología para incorporar las tensiones residuales inducidas por los procesos de fabricación en los análisis FEM de RCF. La metodología se ha utilizado para evaluar numéricamente el impacto de las tensiones residuales

generadas por el temple por inducción en la vida útil de la fatiga a RCF. Se han realizado simulaciones de temple por inducción, y los resultados de las tensiones residuales obtenidas se han incorporado a modelos de elementos finitos en los que se simula el contacto producido en el ensayo *three-ball-on-rod*. Para ello, se han comparado tres probetas con diferentes magnitudes de tensiones residuales mediante elementos finitos y curvas S-N sintéticas, concluyendo que, en general, las muestras con altas tensiones residuales de compresión pueden soportar un mayor número de ciclos antes del fallo. También se ha estudiado numéricamente la localización del punto de daño más crítico con la metodología desarrollada, concluyendo que cuanto mayores son las magnitudes de tensiones residuales, más superficial es el punto de iniciación del daño.

Se han realizado ensayos experimentales en probetas con tensiones residuales de alta (A) y baja (B) magnitud. Las probetas A con tensiones de compresión elevadas en la superficie no sufrieron ningún desprendimiento después de 10M ciclos, mientras que las muestras B con tensiones residuales más bajas se desprendieron antes, entre 3,9M y 7,1M ciclos. Así pues, los resultados experimentales han demostrado que se puede conseguir una extensión mínima de la vida útil de entre el 40 % y el 156 % en el caso de que la magnitud de las tensiones residuales sea el doble de la magnitud de la probeta B de tensiones residuales bajas.

Se ha utilizado el criterio multiaxial de Dang Van para llevar a cabo los análisis, en los que se han considerado tres magnitudes diferentes de tensión de cortadura para introducir la tensión cortante necesaria para aplicar el criterio de Dang Van. La comparación entre el número de ciclos hasta el fallo obtenido numérica y experimentalmente indica que la magnitud de Tresca es demasiado conservadora si se utiliza para los análisis de fallo numéricos, ya que el fallo se esperaría teóricamente mucho antes que los resultados obtenidos experimentalmente. La mayor diferencia entre las magnitudes estudiadas se encuentra en la predicción de la profundidad de nucleación de grietas o daño máximo, en el que la magnitud de cortadura ortogonal predice resultados más precisos para la probeta B estudiada, mientras que los criterios de Tresca y cortadura octaédrica sobrestiman este valor de forma considerable.

Con los estudios numéricos y experimentales realizados en esta tesis doctoral, se confirma la importancia de incorporar las tensiones residuales en las evaluaciones numéricas de la vida a fatiga. En este capítulo se demuestra que las tensiones residuales de compresión mejoran la vida de fatiga y que la introducción de los perfiles de tensiones residuales en las evaluaciones de la vida de fatiga mejora las predicciones realizadas. Este hecho es de gran importancia en las aplicaciones industriales, ya que estos componentes suelen estar muy sobredimensionados, por lo

que se recalca la importancia de incorporar las tensiones residuales en las evaluaciones numéricas de la vida útil en los procesos de diseño y verificación de nuevos componentes. Por lo tanto, la consideración de las tensiones residuales inducidas por el proceso en los análisis de RCF adquiere gran importancia, especialmente si las tensiones residuales de compresión en la superficie de los componentes tienen una gran magnitud. El trabajo realizado también demuestra que, cuando se trata de aplicar el temple por inducción a componentes sometidos a RCF, la selección del medio de temple adecuado puede ser crítica para el rendimiento del componente, ya que el impacto en la dureza alcanzada y el perfil de tensiones residuales es incuestionable.



## Capítulo 6

# Aportaciones y líneas futuras

**Resumen:** *En este capítulo se resumen las conclusiones generales obtenidas en el desarrollo de esta tesis doctoral, que dan respuesta a los objetivos definidos. Así mismo, se presentan las principales aportaciones realizadas y se marcan las líneas futuras que den continuidad al estudio realizado.*

Tras realizar la revisión de la literatura existente, se han observado debilidades que esta tesis doctoral ha tratado de estudiar y mejorar. Se ha observado que, a nivel industrial, la aplicación del temple por inducción se ve afectado por la ausencia de modelos numéricos capaces de predecir los resultados del proceso en componentes complejos. Este hecho afecta especialmente a la hora de diseñar nuevos procesos o cambiar los procesos de temple tradicionales por el temple por inducción, que ofrece numerosas ventajas. El trabajo realizado en esta tesis doctoral se ha desarrollado en tres fases sucesivas que dan respuesta a los objetivos principales planteados: (1) desarrollo de un modelo numérico de calentamiento por inducción eficiente, (2) desarrollo de un modelo multifísico acoplado para simular el temple por inducción en ANSYS y (3) estudio de la influencia de las tensiones residuales en el comportamiento a RCF de componentes templados por inducción.

## 6.1. Aportaciones generales

Las aportaciones más relevantes que han surgido en esta tesis doctoral se resumen a continuación.

1. Desarrollo y validación de un modelo eficiente de calentamiento por inducción.

El acoplamiento electromagnético-térmico bidireccional requerido por el calentamiento por inducción de materiales ferromagnéticos se ha resuelto mediante un modelo semi-analítico. El modelo se ha verificado mediante ensayos experimentales en cilindros de acero de baja aleación 42CrMo4, con una excelente concordancia entre las temperaturas superficiales estimadas y las medidas experimentalmente, así como en la predicción de la profundidad de la capa austenitizada. Los resultados del modelo desarrollado se han comparado con los del programa comercial de elementos finitos Flux, que calcula el campo electromagnético utilizando la aproximación armónica con la permeabilidad magnética linealizada. En comparación con la técnica de solución por aproximación armónica, el modelo semi-analítico desarrollado ofrece resultados más precisos con una reducción de tiempo computacional del 80 % en el caso estudiado.

2. Comparación del modelo semi-analítico desarrollado con otros enfoques de simulación acoplada en términos de precisión.

El modelo semi-analítico se ha comparado con otros softwares comerciales que utilizan técnicas diferentes para resolver el problema electromagnético -

térmico acoplado. Se ha observado que, en el caso de aceros de baja aleación, al ser éstos ferromagnéticos, el enfoque unidireccional no describe correctamente el proceso de calentamiento. Los softwares que utilizan modelos de acoplamiento indirecto con la técnica de aproximación armónica se comportan de manera similar, mientras que el modelo indirecto que no utiliza esta aproximación y resuelve el problema transitorio ofrece mejores resultados. En comparación con los modelos presentados, el acoplamiento semi-analítico desarrollado en esta tesis muestra mejores resultados en ambas etapas lineales del calentamiento, especialmente en la más crítica, una vez se supera la temperatura de Curie.

3. Desarrollo y validación experimental de un modelo multifísico acoplado para simular el temple por inducción en ANSYS.

Se ha desarrollado un modelo multifísico acoplado por elementos finitos con el objetivo de simular el proceso de temple por inducción considerando los resultados microestructurales, de dureza y tensiones residuales. El modelo desarrollado resuelve los campos electromagnético - térmico - microestructural - mecánico en ANSYS, en el que se han incorporado subrutinas desarrolladas para dar respuesta a las necesidades del programa comercial, que no está preparado para acoger cambios microestructurales, y por lo tanto, el impacto que éstos tienen en la dureza (y propiedades mecánicas) y en las tensiones residuales. Por lo tanto, se han extendido las capacidades de cálculo de ANSYS, siendo el coste computacional del modelo desarrollado bajo. El modelo desarrollado se ha validado experimentalmente en términos de predicción de microestructuras y durezas con buena correlación experimental, especialmente en la zona templada, utilizando el caso de estudio de cilindros de 42CrMo4 utilizados para la validación del modelo semi-analítico. No obstante, la transición entre las zonas templada y no templada, así como la dureza de la zona no templada, se han subestimado ligeramente. La correlación de las tensiones residuales simuladas y las medidas experimentalmente es buena, especialmente a partir de una profundidad de 0,3 mm desde la superficie, debido a la incertidumbre en las mediciones cerca de la superficie mediante el método de *hole drilling*. Cabe destacar que, aunque la validación experimental se ha llevado a cabo en probetas templadas por inducción, los modelos desarrollados funcionan indistintamente para cualquier técnica de calentamiento y no están limitados al temple por inducción, lo que amplía el abanico de posibilidades de cálculo extendidas en ANSYS.

4. Estudio del impacto del TRIP en la predicción de las tensiones residuales en el acero 42CrMo4.

Utilizando el modelo desarrollado, se ha estudiado el impacto del TRIP en la evolución de las tensiones durante el proceso y el estado tensional final. Se han comparado los resultados obtenidos con y sin considerar el TRIP en el modelo con las tensiones residuales medidas experimentalmente. Se ha concluido que, para el acero 42CrMo4, el TRIP debería incluirse en los modelos de cálculo puesto que la predicción de las tensiones residuales mejora considerablemente, ya que es la causa principal de la relajación de tensiones en la fase final del temple.

5. Desarrollo de un modelo numérico de cálculo de vida ante RCF incorporando las tensiones residuales derivadas del proceso de fabricación.

Se ha desarrollado una metodología para incorporar las tensiones residuales inducidas por los procesos de fabricación en los análisis numéricos de vida a RCF. Esta metodología se basa en la aplicación del criterio de fatiga multi-axial de Dang Van y curvas S-N para predecir la vida de un componente. El criterio seleccionado también permite calcular la localización del daño crítico o punto en el que se espera que inicie el fallo. El modelo desarrollado no está limitado al temple por inducción, sino que se pueden incorporar tensiones residuales derivadas de cualquier tipo de proceso de fabricación, aumentando la aplicabilidad de la metodología desarrollada.

6. Estudio sobre la influencia de las tensiones residuales generadas por el temple por inducción en el RCF.

La influencia de las tensiones residuales en el RCF se ha estudiado de forma numérica y experimental. Se han realizado ensayos experimentales en probetas con dos niveles de tensiones residuales, concluyendo que las probetas de tensiones residuales elevadas muestran una extensión de vida útil de entre el 40 % y el 156 % respecto a las probetas con tensiones residuales bajas (reducción de tensiones residuales del 50 %). De forma numérica, se han estudiado las dos probetas experimentales y probetas teóricas sin tensiones residuales, comprobando que las tensiones residuales de compresión aumentan el número de ciclos que un componente soporta antes del fallo por RCF. En lo que respecta a la profundidad de nucleación de grietas, se ha observado que las tensiones residuales de compresión modifican la profundidad del daño y el volumen dañado. Los resultados numéricos muestran que un nivel elevado de

tensiones residuales acercan el punto crítico a la superficie, además de ofrecer un volumen dañado inferior.

7. Estudio del uso del criterio multiaxial de Dang Van con tres magnitudes críticas de cortadura en función de predicción de vida útil y localización de la profundidad de daño crítico.

Para llevar a cabo el estudio realizado, se ha utilizado el criterio multiaxial de Dang Van, en el que la tensión cortante se ha considerado utilizando tres magnitudes de tensión de cortadura (Tresca, cortante ortogonal y cortante octaédrica). La comparación de los resultados obtenidos con los ensayos experimentales muestra que las magnitudes de Tresca y cortadura octaédrica son demasiado conservadoras. La mayor diferencia entre las magnitudes estudiadas se encuentra en la predicción de la profundidad de nucleación de grietas o daño máximo. Los resultados obtenidos del análisis post-mortem de las probetas ensayadas, donde se han observado mediante microscopía la profundidad en la que se inician las grietas, permiten concluir que la magnitud de cortadura ortogonal proporciona resultados más adecuados cuando se utiliza para calcular la tensión crítica Dang Van. Por lo tanto, en base a los estudios realizados, se recomienda el uso de la magnitud de cortadura ortogonal en las evaluaciones de tensión crítica de Dang Van para probetas de RCF con tensiones residuales.

## 6.2. Contribución

Los contenidos de esta tesis están recogidos en diversos artículos científicos que han sido publicados o están en proceso de publicación en revistas internacionales de alto impacto:

- Areitioaurtena, M., Segurajauregi, U., Fisk, M., Cabello, M. J., & Ukar, E. (2022). Influence of induction hardening residual stresses on rolling contact fatigue lifetime. *International Journal of Fatigue*.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.106781>
- Areitioaurtena, M., Segurajauregi, U., Akujärvi, V., Fisk, M., Urresti, I., & Ukar, E. (2021). A semi-analytical coupled simulation approach for induction heating. *Advanced Modeling and Simulation in Engineering Sciences*, 8(14).  
<https://doi.org/10.1186/s40323-021-00199-0>

- Areitioaurtena, M., Segurajauregi, U., Urresti, I., Fisk, M., Ukar, E., & Fisk, M. (2020). Predicting the induction hardened case in 42CrMo4 cylinders. *Procedia CIRP*, 87, 545–550. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2020.02.034>
- Areitioaurtena, M., Segurajauregi, U., Hidalgo, R., Urresti, I., C Ukar, E. (2022). A numerical study on phase transformation and hardness evolution during scanning induction hardening. Aceptada en *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, en proceso de publicación.
- Hidalgo, R., Areitioaurtena, M., Hinojosa, I., & Segurajauregi, U. (2022). Novel methodology for induction hardening simulation of a large pith bearing. Aceptada en *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, en proceso de publicación.
- Areitioaurtena, M., Segurajauregi, U., Fisk, M., Cabello, M. J., & Ukar, E (2022). Numerical and experimental investigation on the residual stresses generated by scanning induction hardening. Aceptado en *Procedia CIRP*, en proceso de publicación.

En cuanto a las ponencias en congresos internacionales, los resultados de esta tesis se han presentado en las siguientes conferencias:

- ECRS10: European Conference on Residual Stresses (Leuven, 2018). *Microstructure phase transformation simulation in an induction hardening process*.
- EUROMAT 2019: European European Congress and Exhibition on Advanced Materials and Processes (Stockholm, 2019). *Semi-analytical evaluation of the heat generated by Induction Heating*
- 5th CIRP CSI: 5th CIRP Conference on Surface Integrity (Virtual, 2020). *Predicting the induction hardened case in 42CrMo4 cylinders*.
- NAFEMS Iberia: Role of Engineering Simulation within Digital Transformation (Virtual, 2021). *Induction Hardening simulation of large-size bearings*.
- ICMIT: 8th International Conference on Manufacturing and Industrial Technologies (Virtual, 2021). *A numerical study on phase transformation and hardness evolution during scanning induction hardening y Novel methodology for induction hardening simulation of a large pith bearing (co-autoría)*.
- 6th CIRP CSI: 6th CIRP Conference on Surface Integrity (Lyon, 2022). *Numerical and experimental investigation on the residual stresses generated by scanning induction hardening*.

Además, el modelo multifísico desarrollado en esta tesis doctoral se ha encapsulado en una herramienta ACT (ANSYS Customization Tool) denominada Heat-Treat y se ha registrado en el Registro Territorial de la Propiedad Intelectual del País Vasco. En la herramienta software desarrollada, el usuario puede realizar de forma interactiva simulaciones de temple sin necesidad de que el calentamiento se realice por inducción, ya que los modelos desarrollados funcionan indistintamente con cualquier técnica de calentamiento.

### 6.3. Líneas futuras

El estudio realizado abre nuevas líneas de trabajo que pueden ser de interés para llevar a cabo en futuras investigaciones:

- Estudiar la implantación de las tres subrutinas desarrolladas en elementos acoplados estructural - térmicos (SOLID226 y SOLID227) en ANSYS, con el que se podría obtener un cálculo multifísico acoplado considerando todas las interacciones importantes entre los campos físicos que participan en un proceso de temple. Este trabajo se ha de realizar en conjunto con los desarrolladores de ANSYS, ya que esta funcionalidad está limitada actualmente.
- Integración del modelo de calentamiento por inducción en la estructura de subrutinas desarrolladas, con el que se obtendría mayor eficiencia a la hora de preparar los modelos. Si se implementase el modelo semi-analítico en una subrutina de ANSYS, se obtendrían tiempos de cálculo inferiores, puesto que el uso de subrutinas es más rápido que las macros desarrolladas en el lenguaje APDL. Además, el proceso sería más opaco para el usuario final puesto que quedaría oculto, lo que facilitaría su integración en una herramienta de explotación comercial.
- Estudio del revenido. a los componentes templados por inducción generalmente se les aplica un revenido posterior para reducir la fragilidad del material. Se debería realizar una valoración de los cambios que habría que realizar en las subrutinas desarrolladas para acoger los fenómenos que se dan en el proceso de revenido. Esta tarea ya se está llevando a cabo en Ikerlan, puesto que se ha iniciado una tesis doctoral que dará continuidad a los modelos desarrollados en esta investigación.
- Ampliar el estudio experimental del fallo por RCF en un número mayor de probetas y a diferentes niveles de carga, especialmente a cargas más bajas en

la región elástica del material. Para ello, se deberían aplicar modificaciones en el banco de ensayos actual para poder llevar a cabo ensayos a mayores velocidades, ya que estos ensayos podrían ser excesivamente largos. Con estos ensayos se podría obtener una curva S-N experimental para el 42CrMo4.



# Bibliografía

- Akujärvi, V., Cedell, T., Frogner, K., Andersson, M., 2017. Mapping of magnetic properties for simulations of high-Temperature electromagnetic applications. *COMPEL - The International Journal for Computation and Mathematics in Electrical and Electronic Engineering* 36, 546–554. doi:10.1108/COMPEL-05-2016-0217.
- Asadzadeh, M.Z., Raninger, P., Prevedel, P., Ecker, W., Mücke, M., 2019. Inverse model for the control of induction heat treatments. *Materials* 12. doi:10.3390/ma12172826.
- Askeland, D.R., 1996. *The Science and Engineering of Materials*. doi:10.1007/978-1-4899-2895-5.
- ASM International, 1991. *ASM Handbook - 4. Heat treating*. volume 4. doi:10.1016/S0026-0576(03)90166-8.
- Bacigalupo, N., Arbor, A., Glover, D., Liston, M.J., Frayer Jr., R.W., Tish, J., Res, L., Fidler, J., 1998. Stationary Element Rolling Contact Fatigue tester.
- Bammann, D., Prantil, V., Kumar, A., Jou, H., Lusk, M., Krauss, G., Elliott, B., Ludtka, G., Lowe, T., Dowling, B., Shick, D., Nikkel, D., 1996. Development of a carburizing and quenching simulation tool: A material model for low carbon steels undergoing phase transformations, in: *Second International Conference on Quenching and the Control of Distortion*, Cleveland, Ohio, USA. pp. 367–375.
- Bay, F., Labbe, V., Favennec, Y., Chenot, J.L., 2003. A numerical model for induction heating processes coupling electromagnetism and thermomechanics. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 58, 839–867. doi:10.1002/nme.796.
- Behera, A., Behera, A., Mishra, S., Swain, S., 2011. *Cryogenic Technique for Processing Steel Treatment*.
- Behrens, B.A., Chugreev, A., Kock, C., 2019. Experimental-numerical approach to efficient TTT-generation for simulation of phase transformations in ther-

- momechanical forming processes. *Materials Science and Engineering* 461, 0–6. doi:10.1088/1757-899X/461/1/012040.
- Bhadeshia, H.K., 2012. Steels for bearings. *Progress in Materials Science* 57, 268–435. doi:10.1016/j.pmatsci.2011.06.002.
- Bhattacharyya, A., Londhe, N., Arakere, N., Subhash, G., 2017. A new approach towards life prediction of case hardened bearing steels subjected to rolling contact fatigue. *Materials Performance and Characterization* 6. doi:10.1520/MPC20160099.
- Brill, S., Schaefer, T., 2015. Comparing Induction Hardening , Case Hardening. *Industrial Heating* .
- Brunbauer, S., Winter, G., Antretter, T., Staron, P., Ecker, W., 2019. Residual stress and microstructure evolution in steel tubes for different cooling conditions – Simulation and verification. *Materials Science and Engineering A* 747, 73–79. doi:10.1016/j.msea.2019.01.037.
- Buchmayr, B., Kirkaldy, J.S., 1990. Modeling of the temperature field, transformation behavior, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region. *Journal of Heat Treating* 8, 127–136. doi:10.1007/BF02831633.
- Cajner, F., Smoljan, B., Landek, D., 2004. Computer simulation of induction hardening, in: *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 55–60. doi:10.1016/j.jmatprotec.2004.09.017.
- Canale, L.d.C.F., Narazaki, M., 2010. Quenching and cooling, residual stress and distortion control. volume 4. doi:10.1179/174951410X12712449937405.
- Candeo, A., Ducassy, C., Bocher, P., Dughiero, F., 2011. Multiphysics modeling of induction hardening of ring gears, in: *IEEE Transactions on Magnetics*, pp. 918–921. doi:10.1109/TMAG.2010.2073682.
- Cao, P., Liu, G., Wu, K., 2012. Numerical Simulation and Analysis of Heat Treatment of Large-scale Hydraulic Steel Gate Track. *International Journal of Material and Mechanical Engineering* 1, 16–20.
- Carlone, P., Palazzo, G.S., 2011. Development and validation of a thermo-mechanical finite element model of the steel quenching process including solid-solid phase changes. *International Applied Mechanics* 46, 955–971. doi:10.1007/s10778-011-0386-9.
- Carlone, P., Palazzo, G.S., Pasquino, R., 2010. Finite element analysis of the steel quenching process: Temperature field and solid-solid phase change. *Computers and Mathematics with Applications* 59, 585–594. doi:10.1016/j.camwa.2009.06.006.

- Chaouch, D., Guessasma, S., Sadok, A., 2012. Finite Element simulation coupled to optimisation stochastic process to assess the effect of heat treatment on the mechanical properties of 42CrMo4 steel. *Materials and Design* 34, 679–684. doi:10.1016/j.matdes.2011.05.026.
- Chen, X.L., 1998. Computer simulation of the thermal-mechanics of steel quenching. Ph.D. thesis. Oregon Health & Science University.
- Cheng, W., Cheng, H.S., 1997. Semi-analytical modeling of crack initiation dominant contact fatigue life for roller bearings. *Journal of Tribology* 119, 233–240. doi:10.1115/1.2833163.
- Choi, J.K., Park, K.S., Lee, S.S., 2018. Prediction of High-Frequency Induction Hardening Depth of an AISI 1045 Specimen by Finite Element Analysis and Experiments. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing* 19, 1821–1827. doi:10.1007/s12541-018-0210-0.
- Coupard, D., Palin-luc, T., Bristiel, P., Ji, V., Dumas, C., 2008. Residual stresses in surface induction hardening of steels: Comparison between experiment and simulation. *Materials Science and Engineering A* 487, 328–339. doi:10.1016/j.msea.2007.10.047.
- Dang Van, K., Cailletaud, G., Flavenot, J., Le Douaron, A., Lieurade, H., 1989. Criterion for High Cycle atigue Failure Under Multiaxial Loading. *Biaxial and Multiaxial Fatigue* , 459–478.
- Davies, E.J., 1990. Conduction and induction heating. 11. doi:10.1049/PBP0011E.
- Deng, D., 2015. Investigation of welding residual stress distribution in a thick-plate joint with an emphasis on the features near weld end-start. *Materials and Design* 67, 303–312. doi:10.1016/j.matdes.2014.11.037.
- Deng, D., Murakawa, H., 2013. Influence of transformation induced plasticity on simulated results of welding residual stress in low temperature transformation steel. *Computational Materials Science* 78, 55–62. doi:10.1016/J.COMMATSCI.2013.05.023.
- Denis, S., 1996. Considering Stress-Phase Transformation Interactions in the Calculation of Heat Treatment Residual Stresses. *Journal De Physique Iv* 6, 159–174. doi:10.1007/978-3-7091-2660-8\_10.
- Denis, S., Farias, D., Simon, A., 1992. Mathematical Model coupling phase transformations and temperature evolutions in steel. *ISIJ International* 32, 316–325. doi:10.2355/isijinternational.32.316.
- Denis, S., Sjöström, S., Simon, A., 1987. Coupled Temperature, Stress, Phase Transformation Calculation Model Numerical Illustration of the Internal Stresses Evolution during Cooling of a Eutectoid Carbon Steel Cylinder. *Metallurgical*

- Transactions VOLUME 18A, 1203–1212. doi:10.1007/BF02647190.
- Doyon, G., Brown, D., Rudnev, V., 2014. Induction heating helps put wind turbines in high gear. *Heat treating progress* , 55–58.
- Duffett, G., 2015. Tutorials for the Simulation of Forging Processes. NAFEMS.
- Ekberg, A., Bjarnehed, H., Lundb an, R., 1995. a Fatigue Life Model for General Rolling Contact With Application To Wheel/Rail Damage. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 18, 1189–1199. doi:10.1111/j.1460-2695.1995.tb00847.x.
- Ekberg, A., Kabo, E., Andersson, H., 2002. An engineering model for prediction of rolling contact fatigue of railway wheels. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 25, 899–909. doi:10.1046/j.1460-2695.2002.00535.x.
- Eldec LLC, 2017. Perfect Induction Heating Achieved Through Custom Manufacturing .
- Eser, A., Broeckmann, C., Simsir, C., 2016. Multiscale modeling of tempering of AISI H13 hot-work tool steel - Part 2: Coupling predicted mechanical properties with FEM simulations. *Computational Materials Science* 113, 292–300. doi:10.1016/j.commatsci.2015.11.024.
- Fischer, F., 2001. *Elastoplasticity Coupled with Phase Changes*. Academic Press. doi:10.1016/B978-0-12-443341-0.50092-2.
- Fisk, M., 2011. Validation of induction heating model for alloy 718 components. *International Journal for Computational Methods in Engineering Science and Mechanics* 12, 161–167. doi:10.1080/15502287.2011.580827.
- Fisk, M., 2019. iFEM.
- Fisk, M., Lindgren, L.E., Datchary, W., Deshmukh, V., 2018. Modelling of induction hardening in low alloy steels. *Finite Elements in Analysis & Design* 144, 61–75. doi:10.1016/j.finel.2018.03.002.
- Fu, H., Rivera-Díaz-del Castillo, P.E., 2018. A unified theory for microstructural alterations in bearing steels under rolling contact fatigue. *Acta Materialia* 155, 43–55. doi:10.1016/j.actamat.2018.05.056.
- Fujita, M., Kuki, K., 2016. An evaluation of mechanical properties with the hardness of building steel structural members for reuse by NDT. *Metals* 6. doi:10.3390/met6100247.
- Gabelli, A., Lai, J., Lund, T., Ryd en, K., Strandell, I., Morales-Espejel, G.E., 2012. The fatigue limit of bearing steels - Part II: Characterization for life rating standards. *International Journal of Fatigue* 38, 169–180. doi:10.1016/j.ijfatigue.2011.12.006.

- Germanischer Lloyd, 2010. Rules and Guidelines IV Industrial Services: Guideline for the Certification of Wind Turbines , 389.
- Ghaednia, H., Wang, X., Saha, S., Xu, Y., Sharma, A., Jackson, R.L., 2017. A Review of Elastic-Plastic Contact Mechanics. *Applied Mechanics Reviews* 69. doi:10.1115/1.4038187.
- Glover, D., 1981. A Ball-Rod Rolling Contact Fatigue Tester, in: Hoo, J. (Ed.), *Rolling Contact Fatigue Testing of Bearing Steels*, American Society for Testing and Materials, Phoenix, AZ. pp. 107–124. doi:.1037//0033-2909.I26.1.78.
- Greenwood, G.W., Johnson, R., 1964. The deformation of metals under small stresses during phase transformations 283, 403–422.
- Grum, J., 2013. *Induction Heat Treating*. doi:10.1007/978-0-387-92897-5.
- Guerrier, P., Nielsen, K.K., Menotti, S., Hattel, J.H., 2016. An axisymmetrical non-linear finite element model for induction heating in injection molding tools. *Finite Elements in Analysis and Design* 110, 1–10. doi:10.1016/j.finel.2015.11.001.
- Guetard, G., Toda-Caraballo, I., Rivera-Díaz-Del-Castillo, P.E., 2016. Damage evolution around primary carbides under rolling contact fatigue in VIM-VAR M50. *International Journal of Fatigue* 91, 59–67. doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.05.026.
- Guo, L., Roelofs, H., Lembke, M.I., Bhadeshia, H.K.D.H., 2017. Modelling of recalescence effect on austenite decomposition. *Materials Science and Technology (United Kingdom)* 33, 1258–1267. doi:10.1080/02670836.2017.1282693.
- Guo, Y.B., Barkey, M.E., 2004. Modeling of rolling contact fatigue for hard machined components with process-induced residual stress. *International Journal of Fatigue* 26, 605–613. doi:10.1016/j.ijfatigue.2003.10.009.
- Guo, Z., Saunders, N., Schille, J.P., 2008. Modelling phase transformations and material properties critical to simulation of heat treatment distortion in steels. *Proceedings of the 17th IFHTSE Congress 2*, 753–756.
- Hamelin, C.J., Muránsky, O., Smith, M.C., Holden, T.M., Luzin, V., Bendeich, P.J., Edwards, L., 2014. Validation of a numerical model used to predict phase distribution and residual stress in ferritic steel weldments. *Acta Materialia* 75, 1–19. doi:10.1016/j.actamat.2014.04.045.
- Hardening, S., Steels, O.F., 2015. Induction hardening of steel. *Total materia* .
- Harris, T.A., Yu, W.K., 1999. Lundberg-palmgren fatigue theory: Considerations of failure stress and stressed volume. *Journal of Tribology* 121, 85–89. doi:10.1115/1.2833815.
- Hoan Ngan, N., Bocher, P., 2018. Finite Element Analysis Simulation of the Effect of Induction Hardening on Rolling Contact Fatigue. *Journal of Tribology* 140,

061404. doi:10.1115/1.4040305.

- Holmberg, J., Steuerer, A., Stormvinter, A., Kristoffersen, H., Haakanen, M., Berglund, J., 2016. Residual stress state in an induction hardened steel bar determined by synchrotron- and neutron diffraction compared to results from lab-XRD. *Materials Science and Engineering A* 667, 199–207. doi:10.1016/j.msea.2016.04.075.
- Hömborg, D., Liu, Q., Montalvo-Urquizo, J., Nadolski, D., Petzold, T., Schmidt, A., Schulz, A., 2016. Simulation of multi-frequency-induction-hardening including phase transitions and mechanical effects. *Finite Elements in Analysis and Design* 121, 86–100. doi:10.1016/j.finel.2016.07.012.
- Jalalahmadi, B., Sadeghi, F., 2009. A Voronoi finite element study of fatigue life scatter in rolling contacts. *Journal of Tribology* 131, 1–15. doi:10.1115/1.3063818.
- Jankowski, T.A., Pawley, N.H., Gonzales, L.M., Ross, C.A., Journey, J.D., 2016. Approximate analytical solution for induction heating of solid cylinders 40, 2770–2782. doi:10.1016/j.apm.2015.10.006.
- J.Minter, M., 1984. Rolling Contact Fatigue Test Assembly.
- Kaiser, D., Damon, J., Mühl, F., de Graaff, B., Kiefer, D., Dietrich, S., Schulze, V., 2020. Experimental investigation and finite-element modeling of the short-time induction quench-and-temper process of AISI 4140. *Journal of Materials Processing Technology* 279. doi:10.1016/j.jmatprotec.2019.116485.
- Kang, J., 2013. Mechanisms of microstructural damage during rolling contact fatigue of bearing steels. Ph.D. thesis. University of Cambridge. doi:10.1023/B:QUAS.0000015546.20441.4a.
- Kang, J.H., Hosseinkhani, B., Rivera-Díaz-del castillo, P.E., 2012. Rolling contact fatigue in bearings: Multiscale overview. *Materials Science and Technology* 28, 44–49. doi:10.1179/174328413X13758854832157.
- Karlsson, L., Lindgren, L.E., Jonsson, M., 1992. Mechanical Effects of Welding. Lulea/Sweden. doi:10.1007/978-3-642-84731-8.
- Kennedy, M.W., 2013. Magnetic Fields and Induced Power in the Induction Heating of Aluminium Billets. Licentiate thesis. Royal Institute of Technology. doi:978-91-7501-810-2.
- Kennedy, M.W., Akhtar, S., Bakken, J.A., Aune, R.E., 2011a. Analytical and Experimental Validation of Electromagnetic Simulations Using COMSOL , re Inductance , Induction Heating and Magnetic Fields. *Proceedings of the 2011 COMSOL Conference in Stuttgart* , 9.
- Kennedy, M.W., Akhtar, S., Bakken, J.A., Aune, R.E., 2011b. Review of classical

- design methods as applied to aluminum billet heating with induction coils, in: EPD Congress, pp. 707–722. doi:10.1002/9781118359341.
- Kennedy, M.W., Akhtar, S., Bakken, J.A., Aune, R.E., 2014. Empirical verification of a short-coil correction factor. *IEEE Transactions on Industrial Electronics* 61, 2573–2583. doi:10.1109/TIE.2013.2281168.
- Kirkaldy, J.S., Sharma, R.C., 1982. A new phenomenology for steel it and CCT curves. *Scripta Metallurgica* 16, 1193–1198. doi:10.1016/0036-9748(82)90095-3.
- Knight, B.D.W., 2010. The self-resonance and self-capacitance of solenoid coils: applicable theory, models and calculation methods. volume 01. doi:10.13140/RG.2.1.1472.0887.
- Koistinen, D., Marburger, R., 1959. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica* 7, 59–60. doi:10.1016/0001-6160(59)90170-1.
- Kolanska-Pluska, J., Barglik, J., Baron, B., Piatek, Z., 2012. Computation of induced current density in a cylindrical workpiece heated by induction with an internal inductor using FLUX3D software package , 147–149.
- Krauss, G., 2015. *Steels - Processing, Structure and Performance*. Second ed., ASM International, Ohio.
- Labridis, D., Dokopoulos, P., 1989. Calculation of Eddy Current Losses in Nonlinear Ferromagnetic Materials. *IEEE Transactions on Magnetics* 25, 2665–2669.
- Leblond, J., 2001. *Mechanical Behavior of Steels during Solid-Solid Phase Transformations*. Academic Press. doi:10.1016/B978-0-12-443341-0.50093-4.
- Leblond, J., Devaux, J., 1984. A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. *Acta Metallurgica* 32, 137–146.
- Leblond, J., Mottet, G., Devaux, J., 1986a. A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations—I. Derivation of general relations. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 34, 395–409. doi:10.1016/0022-5096(86)90009-8.
- Leblond, J., Mottet, G., Devaux, J., 1986b. A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations—II. Study of classical plasticity for ideal-plastic phases. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 34, 411–432. doi:10.1016/0022-5096(86)90010-4.
- Li, F., Hu, W., Meng, Q., Zhan, Z., Shen, F., 2018. A new damage-mechanics-based model for rolling contact fatigue analysis of cylindrical roller bearing. *Tribology International* 120, 105–114. doi:10.1016/j.triboint.2017.12.001.
- Li, H., Gai, K., He, L., Zhang, C., Cui, H., Li, M., 2016. Non-isothermal phase-

- transformation kinetics model for evaluating the austenization of 55CrMo steel based on Johnson-Mehl-Avrami equation. *Materials and Design* 92, 731–741. doi:10.1016/j.matdes.2015.12.110.
- Li, H., He, L., Gai, K., Jiang, R., Zhang, C., Li, M., 2015. Numerical simulation and experimental investigation on the induction hardening of a ball screw. *Materials and Design* 87, 863–876. doi:10.1016/j.matdes.2015.08.094.
- Li, Z., Ferguson, B.L., Nemkov, V., Goldstein, R., Jackowski, J., Fett, G., 2014. Stress Generation in an Axle Shaft during Induction Hardening. *Journal of Materials Engineering and Performance* 23, 4170–4180. doi:10.1007/s11665-014-1196-0.
- Li, Z.C., Ferguson, B.L., 1985. Induction hardening process with preheat to eliminate cracking & improve quality of a large part with various wall thickness, in: *ASME 2017 12th International Manufacturing Science and Engineering Conference*, ASME, Los Angeles, CA. doi:10.1115/MSEC20172721.
- Liščić, B., Filetin, T., 2012. Measurement of Quenching Intensity, Calculation of Heat Transfer Coefficient and Global Database of Liquid Quenchants. *Materials Engineering - Materiálové inžinierstvo (MEMI)* 19, 52–63–63.
- Lopez, A., Zurutuza, A., Olave, M., Portugal, I., Muniz-Calvente, M., Fernandez-Canteli, A., 2019. Pitch bearing lifetime prediction considering the effect of pitch control strategy. *Journal of Physics: Conference Series* 1222. doi:10.1088/1742-6596/1222/1/012017.
- Los Alamos National Laboratory, 2007. Slitting: Comparison with other residual stress measurement methods. Technical Report.
- Lundberg, G., Palmgren, A., 1947. Dynamic capacity of rolling bearings. Stockholm.
- Lyassami, M., Shahriari, D., Ben Fredj, E., Morin, J.B., Jahazi, M., 2018. Numerical Simulation of Water Quenching of Large Size Steel Forgings: Effects of Macroseggregation and Grain Size on Phase Distribution. *Journal of Manufacturing and Materials Processing* 2, 34. doi:10.3390/jmmp2020034.
- Lynch, D., 2019. Determining the Optimal Induction Process for Your Application. *Industrial Heating* .
- Magee, C.L., 1966. Transformation Kinetics, Microplasticity and Ageing of martensite in Fe-Ni. Ph.d. thesis. Carnegie-Mellon University, Pittsburgh.
- Marcuci, J.R.J., Camilo, C.C., Di Lorenzo, P.L., Rollo, J.M.D.d.A., 2013. Mathematical modeling of dilatometric behavior of 420A and 440C martensitic stainless steels used in surgical tools. *Revista Brasileira de Engenharia Biomédica* 29, 25–31. doi:10.4322/rbeb.2013.001.



- Michalczewski, R., Piekoszewski, W., Szczerek, M., Wulczyński, J., 2012. A method for the assessment of the rolling contact fatigue of modern engineering materials in lubricated contact. *Transactions of Famena* 36, 39–48.
- Močilnik, V., Gubeljak, N., Predan, J., 2017. The influence of a static constant normal stress level on the fatigue resistance of high strength spring steel. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 91, 139–147. doi:10.1016/j.tafmec.2017.06.002.
- Montalvo-Urquizo, J., Liu, Q., Schmidt, A., 2013. Simulation of quenching involved in induction hardening including mechanical effects. *Computational Materials Science* 79, 639–649. doi:10.1016/j.commatsci.2013.06.058.
- Morales-Espejel, G.E., Gabelli, A., 2015a. The progression of surface rolling contact fatigue damage of rolling bearings.
- Morales-Espejel, G.E., Gabelli, A., 2015b. The progression of surface rolling contact fatigue damage of rolling bearings with artificial dents. *Tribology Transactions* 58, 418–431. doi:10.1080/10402004.2014.983251.
- Mühl, F., Damon, J., Dietrich, S., Schulze, V., 2020. Simulation of induction hardening: Simulative sensitivity analysis with respect to material parameters and the surface layer state. *Computational Materials Science* 184, 109916. doi:10.1016/j.commatsci.2020.109916.
- Nagaoka, H., 1909. *The Inductance Coefficients of Solenoids*.
- Nobre, J.P., Polese, C., van Staden, S.N., 2020. Incremental Hole Drilling Residual Stress Measurement in Thin Aluminum Alloy Plates Subjected to Laser Shock Peening. *Experimental Mechanics* 60, 553–564. doi:10.1007/s11340-020-00586-5.
- Nygaard, J.R., 2015. *Understanding the Behaviour of Aircraft Bearing Steels under Rolling Contact Loading*. Thesis .
- Pan, L., He, W., Gu, B., 2017. Effect of crystallographic orientation on quenching stress during martensitic phase transformation of carbon steel plate. *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.* 32, 1213–1219. doi:10.1007/s11595-017-1733-4.
- Pandkar, A.S., Arakere, N., Subhash, G., 2015. Ratcheting-based microstructure-sensitive modeling of the cyclic hardening response of case-hardened bearing steels subject to Rolling Contact Fatigue. *International Journal of Fatigue* 73, 119–131. doi:10.1016/j.ijfatigue.2014.12.002.
- Papaefthymiou, S., Banis, A., Bouzouni, M., Petrov, R.H., 2019. Effect of ultra-fast heat treatment on the subsequent formation of mixed martensitic/bainitic microstructure with carbides in a CrMo medium carbon steel. *Metals* 9. doi:10.

3390/met9030312.

- Pascon, F., Blès, G., Bouffieux, C., Casotto, S., Bruschi, S., Habraken, A.M., 2004. Prediction of distortion during cooling of steel rolled rings using thermal-mechanical-metallurgical finite element model 2, 1–7.
- Pavlina, E.J., Van Tyne, C.J., 2008. Correlation of Yield strength and Tensile strength with hardness for steels. *Journal of Materials Engineering and Performance* 17, 888–893. doi:10.1007/s11665-008-9225-5.
- Pont, D., Guichard, T., 1995. SYSWELD@: Welding and heat treatment modelling tools .
- Portugal, I., Olave, M., Urresti, I., Zurutuza, A., López, A., Muñiz-Calvente, M., Fernández-Canteli, A., 2019. A comparative analysis of multiaxial fatigue models under random loading. *Engineering Structures* 182, 112–122. doi:10.1016/j.engstruct.2018.12.035.
- Quagliato, L., Berti, G.A., Kim, D., Kim, N., 2018. Contact geometry estimation and precise radial force prediction for the radial-axial ring rolling process. *International Journal of Material Forming* 11, 789–805. doi:10.1007/s12289-017-1388-x.
- Rohde, J., Jeppsson, A., 2000. Literature review of heat treatment simulations with respect to phase transformation, residual stresses and distortion. *Scandinavian Journal of Metallurgy* 29, 47–62. doi:10.1034/j.1600-0692.2000.d01-6.x.
- Romanowicz, P.J., Szybiński, B., 2019. Fatigue Life Assessment of Rolling Bearings Made from AISI 52100 Bearing Steel. *Materials* 12, 371. doi:10.3390/ma12030371.
- Rudnev, V., 2008. Induction Hardening of Gears and Critical Components: Part I. *Heat Treating Progress* , 58–63.
- Rudnev, V., Loveless, D., 2014a. Induction Hardening: Technology, Process Design, and Computer Modeling, in: *Comprehensive Materials Processing*, pp. 489–580. doi:10.1016/B978-0-08-096532-1.01217-6.
- Rudnev, V., Loveless, D., 2014b. Residual stresses in induction hardening. *Comprehensive Materials Processing* 12, 489–580. doi:10.1016/B978-0-08-096532-1.01217-6.
- Rudnev, V., Loveless, D., Cook, R.L., 2017. *Handbook of induction heating*. August, Taylor & Francis, Boca Raton, FL.
- Russell, C., Elinski, J., Heights, M., 2016. Metallurgical and mechanical implications of inductor and process design factors in induction heat treatment 11.
- Sadeghi, F., Jalalahmadi, B., Slack, T.S., Raju, N., Arakere, N.K., 2009. A Review of Rolling Contact Fatigue. *Journal of Tribology* 131, 041403. doi:10.1115/1.

3209132.

- Sadiku, M.N.O., Sophocles J. Orfanidis, Matthew N.O Sadiku, 2000. Elements of Electromagnetics (The Oxford Series in Electrical and Computer Engineering) 4th editio, 3–6. doi:10.1016/B978-0-12-685150-2.50004-9.
- Schlesselmann, D., Nacke, B., Nikanorov, A., Galunin, S., 2015. Coupled numerical multiphysics simulation methods in induction surface hardening. Coupled Problems in Science and Engineering VI , 392–403.
- Schwach, D.W., Guo, Y.B., 2006. A fundamental study on the impact of surface integrity by hard turning on rolling contact fatigue. International Journal of Fatigue 28, 1838–1844. doi:10.1016/j.ijfatigue.2005.12.002.
- Schwenk, M., Fisk, M., Cedell, T., Hoffmeister, J., Schulze, V., Lindgren, L.E., 2012. Process Simulation of Single and Dual Frequency Induction Surface Hardening Considering Magnetic Nonlinearity. Materials Performance and Characterization 1, MPC–2012–0007. doi:10.1520/mpc-2012-0007.
- Schwenk, M., Hoffmeister, J., Schulze, V., 2013. Experimental determination of process parameters and material data for numerical modeling of induction hardening. Journal of Materials Engineering and Performance 22, 1861–1870. doi:10.1007/s11665-013-0566-3.
- Shen, Y., Moghadam, S.M., Sadeghi, F., Paulson, K., Trice, R.W., 2015. Effect of retained austenite - Compressive residual stresses on rolling contact fatigue life of carburized AISI 8620 steel. International Journal of Fatigue 75, 135–144. doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.02.017.
- Simsir, C., 2014. Modeling and Simulation of Steel Heat Treatment — Prediction of Microstructure , Distortion , Residual Stresses , and Cracking. ASM International, Materials Park, OH 4, 1–2.
- Sjöström, S., 1992. The Calculation of Residual Stress. Measurement of Residual and Applied Stress Using Neutron Diffraction , 67.91.
- Smith, W.F., 1999. Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales.
- Spezzapria, M., Forzan, M., Dughiero, F., 2016. Numerical Simulation of Solid – Solid Phase Transformations During Induction Hardening Process 52, 1–4. doi:10.1109/TMAG.2015.2484388.
- Sun, J., Li, S., Qiu, C., Peng, Y., 2018. Numerical and experimental investigation of induction heating process of heavy cylinder. Applied Thermal Engineering 134, 341–352. doi:10.1016/j.applthermaleng.2018.01.101.
- Symonds, N., 2020. Rolling Contact Fatigue – Review and Case Study .
- Tehler, M., 2009. Modeling Phase Transformations and Volume Changes during Cooling of Case Hardening Steels. volume C.

- Trowbridge, C.W., 1985. Low frequency electromagnetic field computation in three dimensions. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 52, 653–674. doi:10.1016/0045-7825(85)90011-8.
- Vairamohan, B., 2014. Energy Savings with Induction Process Heating. Overview, Applications and Case Studies.
- Vanpaemel, J., 1982. History of the Hardening of Steel : Science and Technology. *Le Journal de Physique Colloques* 43, C4-847–C4-854. doi:10.1051/jphyscol:19824139.
- Walvekar, A.A., Sadeghi, F., 2017. Rolling contact fatigue of case carburized steels. *International Journal of Fatigue* 95, 264–281. doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.11.003.
- Wang, W., Liu, H., Zhu, C., Bocher, P., Liu, H., Sun, Z., 2018. Evaluation of Rolling Contact Fatigue of a Carburized Wind Turbine Gear Considering the Residual Stress and Hardness Gradient. *Journal of Tribology* 140, 061401. doi:10.1115/1.4040052.
- Wang, W., Liu, H., Zhu, C., Du, X., Tang, J., 2019a. Effect of the residual stress on contact fatigue of a wind turbine carburized gear with multiaxial fatigue criteria. *International Journal of Mechanical Sciences* 151, 263–273. doi:10.1016/j.ijmecsci.2018.11.013.
- Wang, X., Meng, Q., Wang, Z., Gan, J., Yang, Y., Qin, X., Gao, K., Zhong, H., Cheng, M., Gan, X., 2019b. Prediction of the surface characteristic of 42CrMo after spot continual induction hardening based on a novel co-simulation method. *Surface and Coatings Technology* 357, 252–266. doi:10.1016/j.surfcoat.2018.09.088.
- Wei, P., Zhou, H., Liu, H., Zhu, C., Wang, W., Deng, G., 2019. Modeling of contact fatigue damage behavior of a wind turbine carburized gear considering its mechanical properties and microstructure gradients. *International Journal of Mechanical Sciences* 156, 283–296. doi:10.1016/j.ijmecsci.2019.04.004.
- William, D., Callister, J., 1995. *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*.
- Wolff, M., Böhm, M., Suhr, B., 2009. Comparison of different approaches to Transformation-induced plasticity in steel. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 40, 454–459. doi:10.1002/mawe.200900476.
- Wrona, E., Nacke, B., Resetov, D., 2003. 3D-Modelling of the Transient Heating Process for Induction Surface Hardening. *MEP-International Scientific Colloquium Modelling for Electromagnetic Processing*, Hanover , 119–123.
- Xia, J., Jin, H., 2017. Numerical modeling of coupling thermal – metallurgical

- transformation phenomena of structural steel in the welding process. *Advances in Engineering Software* 0, 1–9. doi:10.1016/j.advengsoft.2017.08.011.
- Xie, L., Palmer, D., Otto, F., Wang, Z., Jane Wang, Q., 2015. Effect of Surface Hardening Technique and Case Depth on Rolling Contact Fatigue Behavior of Alloy Steels. *Tribology Transactions* 58, 215–224. doi:10.1080/10402004.2014.960957.
- Yaakoubi, M., Kchaou, M., Dammak, F., 2013. Simulation of heat treatment and materials with the use of the abaqus software. *Metal Science and Heat Treatment* 55, 386–392. doi:10.1007/s11041-013-9641-5.
- Yu, H.J., 1977. Berechnung von Abkühlungs-, Umwandlungs-, Schweiss-, sowie Verformungseigenstressen mit Hilfe der Methode der finiten Elemente. Phd. thesis. Karlsruhe Institute of Technology.
- Yuan, J., Kang, J., Rong, Y., Sisson Jr., R., 2003. FEM modeling of induction hardening processes in steel. *Journal of Materials Engineering and Performance* 12, 589–596. doi:10.1361/105994903100277111.
- Zabett, A., Mohamadi Azghandi, S.H., 2012. Simulation of induction tempering process of carbon steel using finite element method. *Materials and Design* 36, 415–420. doi:10.1016/j.matdes.2011.10.052.
- Zhang, X., Chen, C., Liu, Y., 2017. Numerical analysis and experimental research of triangle induction heating of the rolled plate. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science* 231, 844–859. doi:10.1177/0954406215623812.
- Zheng, X., Zhang, Y., Du, S., 2019. The state-of-art of microstructural evolution of bearing materials under Rolling Contact Fatigue. *Materials Science and Technology* , 1–19doi:10.1080/02670836.2019.1679524.

