

**ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS DE CAMINOS,  
CANALES Y PUERTOS**



***UNIVERSIDAD DE CANTABRIA***

**TESIS DOCTORAL**

**EL ENDEREZADO POR LLAMA EN ACEROS ESTRUCTURALES:  
MODELOS PREDICTIVOS ANALÍTICOS Y NUMÉRICOS DEL  
PROCESO E INFLUENCIA DEL MISMO EN LAS PROPIEDADES  
DEL MATERIAL**

**AUTOR**

**JAVIER PORTILLA CARRAL**

**DIRECTORES**

**FECHA**

**DIEGO FERREÑO BLANCO**

**FEBRERO 2016**

**JOSÉ ALBERTO ÁLVAREZ LASO**



## ***AGRADECIMIENTOS***

A mi padre, si no hubiera sido por su preocupación y ánimos todo esto no hubiera llegado a buen puerto.

A mi familia: mi madre, mi hermana, Pablo, Carmen y Lara.

En lo que respecta al trabajo, debo agradecer muy especialmente a mis directores de tesis, los Profesores Diego Ferreño y José Alberto Álvarez por su ayuda y también al Profesor Roberto Lacalle por su colaboración en muchos aspectos de esta investigación.

Al resto del equipo del LADICIM, en especial Estela, Borja, Isra, Soraya y Manuel, fue un placer trabajar y compartir los días con vosotros.

Agradecerle también al equipo de DEGIMA y en especial a su director don Luis San Segundo por su colaboración en este proyecto.



## *Índice*

<b>Capítulo 1</b>	<b><i>Introducción</i></b> .....	<b>1</b>
<b>1.1</b>	<b><i>Introducción</i></b> .....	<b>1</b>
1.1.1	Fundamentos del enderezado por llama.....	3
<b>1.2</b>	<b><i>Líneas de investigación y objetivos de la tesis</i></b> .....	<b>6</b>
<b>Capítulo 2</b>	<b><i>Estado del arte</i></b> .....	<b>11</b>
<b>2.1</b>	<b><i>Introducción</i></b> .....	<b>11</b>
<b>2.2</b>	<b><i>Sobre la técnica del enderezado por llama</i></b> .....	<b>11</b>
2.2.1	Historia del enderezado por llama .....	11
2.2.2	¿Qué es el enderezado por llama?.....	14
2.2.3	Fundamentos físicos del enderezado por llama .....	16
2.2.4	Tipología de defectos en estructuras metálicas susceptibles de ser solventados mediante enderezado por llama.....	19
2.2.4.1	Tipo S.....	19
2.2.4.2	Tipo W .....	20
2.2.4.3	Tipo T .....	20
2.2.4.4	Tipo L .....	22
2.2.5	Patrones más comunes de calentamiento.....	22
2.2.5.1	Calentamiento en forma de V .....	23
2.2.5.2	Calentamiento en los bordes .....	25
2.2.5.3	Calentamiento en líneas.....	25

2.2.5.4	Calentamiento de puntos aislados.....	30
2.2.5.5	Calentamiento en bandas .....	30
<b>2.3</b>	<b><i>Propiedades de los aceros después de ser sometidos a un proceso de enderezado por llama.....</i></b>	<b>32</b>
2.3.1	Expansión térmica.....	33
2.3.2	Módulo de elasticidad .....	34
2.3.3	Límite elástico.....	36
2.3.4	Tenacidad a fractura de elementos entallados (ensayos Charpy) .....	38
2.3.5	Propiedades a fatiga .....	42
2.3.6	Dureza .....	42
<b>2.4</b>	<b><i>Resumen .....</i></b>	<b>43</b>
 <b>Capítulo 3 <i>Materiales y técnicas experimentales .....</i></b>		<b>45</b>
<b>3.1</b>	<b><i>Introducción.....</i></b>	<b>45</b>
<b>3.2</b>	<b><i>Materiales.....</i></b>	<b>46</b>
3.2.1	Designación de los aceros.....	47
3.2.2	Aceros estructurales .....	49
3.2.2.1	Aceros estructurales no aleados.....	51
3.2.2.2	Aceros soldables y de grano fino con laminación termomecánica.....	53
3.2.2.3	Aceros de alto límite elástico, templados y revenidos.....	57
3.2.2.4	Resumen de materiales seleccionados .....	59
<b>3.3</b>	<b><i>Descripción del material disponible .....</i></b>	<b>59</b>

3.3.1	Materiales para la caracterización de propiedades.....	61
3.3.1.1	Material sin calentar .....	61
3.3.1.2	Material calentado .....	62
3.3.1.3	Descripción del método de calentamiento de las placas.....	64
3.3.1.4	Obtención de los valores óptimos de la velocidad de avance de la llama y el tiempo de calentamiento .....	67
3.3.1.5	Temperaturas alcanzadas en el calentamiento de las placas.....	69
3.3.1.6	Despiece de las placas calentadas recibidas por el LADICIM .....	71
3.3.2	Materiales para el desarrollo de modelos.....	73
3.3.2.1	Placas .....	74
3.3.2.2	Perfiles metálicos.....	75
3.3.3	Técnicas experimentales .....	77
3.3.3.1	Caracterización química .....	77
3.3.3.2	Caracterización de la microdureza.....	78
3.3.3.3	Caracterización microestructural .....	81
3.3.3.4	Caracterización mecánica .....	82
3.3.3.5	Caracterización de las propiedades de resiliencia .....	83
3.4	<b>Resumen .....</b>	<b>86</b>
<b>Capítulo 4 Métodos analíticos propuestos para la predicción de deformaciones: descripción y resultados .....</b>		<b>89</b>
4.1	<b>Introducción.....</b>	<b>89</b>
4.2	<b>Método basado en el análisis tenso-deformacional del proceso de enderezado por llama.....</b>	<b>90</b>

4.2.2	Desarrollo del método.....	93
4.2.3	Ejemplo de aplicación del procedimiento.....	101
4.2.4	Limitaciones del procedimiento.....	106
<b>4.3</b>	<b><i>Método de la temperatura crítica.....</i></b>	<b>107</b>
4.3.1	Resultados obtenidos mediante elementos finitos .....	108
4.3.2	Discusión del método.....	115
4.3.3	Ejemplo práctico .....	117
4.3.3.1	Paso 1: Calentamiento del ala.....	117
4.3.3.2	Pasos 2 y 3: Calentamiento del alma por cada lado.....	118
4.3.4	Aplicación del método propuesto .....	120
<b>4.4</b>	<b><i>Validación experimental de los métodos propuestos .....</i></b>	<b>124</b>
4.4.1	Ensayo 1 .....	124
4.4.1.1	Método del cambio en las propiedades del material.....	129
4.4.1.2	Método de la temperatura crítica .....	130
4.4.2	Ensayo 2.....	132
4.4.2.1	Método del cambio en las propiedades del material.....	135
4.4.2.2	Método de la temperatura crítica .....	136
4.4.3	Ensayo 3 .....	137
4.4.3.1	Método de la variación en las propiedades del material.....	140
4.4.3.2	Método de la temperatura crítica .....	141
4.4.4	Ensayo 4.....	143
4.4.4.1	Método de la variación en las propiedades del material.....	148

4.4.5	Ensayo 5.....	149
4.4.5.1	Método de la variación en las propiedades del material.....	152
4.5	<b>Resumen</b> .....	<b>152</b>
 <b>Capítulo 5 Presentación y análisis de resultados experimentales ...</b>		<b>155</b>
5.1	<b>Introducción</b> .....	<b>155</b>
5.2	<b>Caracterización mecánica y física de los aceros antes y después de ser calentados</b> .....	<b>157</b>
5.2.1	Descripción del proceso de calentamiento sobre los materiales ensayados.....	157
5.2.2	Resultados obtenidos en el Material para la caracterización.....	158
5.2.2.1	Acero S235 JR.....	162
5.2.2.2	Acero S355 J2.....	180
5.2.2.3	Acero S460ML.....	193
5.2.2.3.1	<b>Caracterización en fractura, ensayo Charpy</b> .....	<b>203</b>
5.2.2.4	Acero S690QL.....	205
5.2.2.5	Acero S890QL.....	218
5.2.2.6	Análisis y discusión de los resultados del material para la caracterización de las propiedades mecánicas.....	230
5.2.3	Resultados obtenidos para el Material Complementario.....	237
5.2.3.1	Acero S235 J0.....	239
5.2.3.2	Acero S355 J2.....	245
5.2.3.3	Acero S460 M.....	251

<b>Capítulo 6 Simulación del enderezado por llama mediante Elementos Finitos.....</b>	<b>257</b>
6.1 <i>Introducción.....</i>	257
6.2 <i>Calibración de la llama.....</i>	258
6.3 <i>Simulación del enderezado por llama en una chapa de dimensiones reducidas.....</i>	266
6.4 <i>Simulación del enderezado por llama en perfiles de grandes dimensiones.....</i>	268
6.4.1 Simplificación del modelo por Elementos Finitos.....	277
6.4.2 Resultados.....	281
6.4.3 Consideraciones finales.....	284
<b>Capítulo 7 Resumen, aportaciones y trabajo futuro .....</b>	<b>287</b>
7.1 <i>Introducción.....</i>	287
7.2 <i>Resumen de los trabajos desarrollados .....</i>	287
7.3 <i>Aportaciones contenidas en esta tesis .....</i>	289
7.3.1 En la caracterización de las propiedades de los aceros.....	290
7.3.2 En la predicción del comportamiento de las estructuras.....	291
7.4 <i>Trabajo futuro.....</i>	292
<b>Capítulo 8 Bibliografía.....</b>	<b>295</b>

# *Capítulo 1      Introducción*

## *1.1      Introducción*

El trabajo que se presenta a continuación recoge los contenidos de la investigación llevada a cabo por su autor, como investigador del LADICIM<sup>1</sup>, en relación con la denominada técnica del enderezado por llama (*flame straightening*), la cual se emplea con asiduidad en elementos estructurales metálicos del ámbito de la construcción y de la industria en general. Este trabajo es consecuencia inmediata del Proyecto Europeo de Investigación OPTISTRAIGHT en el que han colaborado, además del LADICIM, las universidades de Aachen y Ljubljana y las compañías acereras Arcelor Mittal y AGDH Dillingen.

El enderezado por llama, consiste en introducir, mediante la aplicación de una llama a través de un soplete, modificaciones permanentes en la forma de un componente metálico (de acero en la inmensa mayoría de los casos) previamente fabricado con el fin de ajustarse a una geometría dada. El procedimiento puede ser aplicado para corregir defectos de fabricación, para satisfacer exigencias geométricas difíciles o imposibles de alcanzar a través del proceso de manufactura original (por ejemplo, el laminado), para soslayar imprecisiones geométricas asociadas al proceso de montaje / ensamblado de la estructura metálica o para restablecer la geometría original en elementos metálicos

---

<sup>1</sup> LADICIM: Laboratorio de la División de Ciencia de los Materiales de la Universidad de Cantabria.

afectados por un accidente. Dependiendo de las circunstancias, el tratamiento de enderezado puede ser aplicado en fábrica, en taller o in situ (es decir, en el emplazamiento definitivo de la estructura metálica).

Hasta fecha presente, la correcta aplicación del enderezado por llama se basa en un proceso de prueba y error en el cual la destreza y experiencia del operario juegan un papel no desdeñable (en ocasiones, determinante). La literatura especializada (por ejemplo [1, 2]) ofrece recomendaciones de buena práctica sobre los patrones de calentamiento que deben ser aplicados de cara a obtener según qué resultados; no obstante, tanto desde la perspectiva científica como desde la tecnológica, la técnica se encuentra en un estado embrionario, con muchas cuestiones fundamentales aun por responder. El enderezado por llama es un fenómeno complejo, participado de numerosos fenómenos<sup>2</sup>, habitualmente poco o mal conocidos. Sin duda, esta realidad poliédrica ha dificultado el desarrollo y establecimiento de una metodología normalizada de actuación la cual debiera permitir el diseño del procedimiento de calentamiento adecuado para alcanzar la geometría final deseada en el componente partiendo de la información disponible (propiedades de la llama y de los materiales) sin menoscabar –o haciéndolo de manera controlada– aquellas propiedades del material responsables de su idoneidad para el servicio; idealmente, el proceso debe tener en consideración la viabilidad práctica del mismo minimizando en consecuencia los costes experimentales y económicos asociados.

Los trabajos experimentales y analíticos recogidos en esta tesis representan un avance robusto en esta dirección. En este sentido, aquí se presentan los estudios practicados en relación con las consecuencias del proceso de enderezado por llama sobre la microestructura, propiedades mecánicas y frente a fractura de cinco aceros estructurales ampliamente utilizados en el mundo de la construcción y de la industria; se trata de los aceros S235JR, S355J2, SA460ML, S690QL y S890QL. Por otra parte, se proponen dos

---

<sup>2</sup> Sólo por citar los más relevantes, cabe mencionar los siguientes: características de la llama empleada en el proceso, influencia del patrón de calentamiento, propiedades térmicas y mecánicas del acero e influencia de la temperatura sobre las mismas, condiciones de contorno estáticas y cinemáticas durante el tratamiento o modificaciones microestructurales en el material como consecuencia del tratamiento.

métodos predictivos sobre las consecuencias del proceso de enderezado en la deformación final del componente: el primero de ellos es de naturaleza analítica mientras que el segundo se basa en la técnica de simulación numérica de los Elementos Finitos.

### **1.1.1 Fundamentos del enderezado por llama**

La aplicación de un enderezado por llama consta de dos etapas, el calentamiento y el enfriamiento posterior [3, 4]; sus características fundamentales se resumen seguidamente. El calentamiento mediante llama induce la expansión térmica local del material a resultas de la cual se genera el correspondiente estado tensional debido a las restricciones estructurales existentes; éstas pueden ser de naturaleza interna (en este caso el material no calentado situado en el entorno de la zona calentada sirve de restricción a la libre elongación del material calentado) o externa (mediante restricciones impuestas a la estructura durante el proceso). El estado tensional resultante debe ser capaz de inducir plastificaciones en el material para alcanzar las deformaciones permanentes que se buscan. Durante el enfriamiento las deformaciones térmicas se atenúan hasta desaparecer desarrollándose, simultáneamente, los estados tensionales pertinentes para acomodar las deformaciones plásticas generadas durante el calentamiento. Como consecuencia, una vez alcanzado el equilibrio térmico con el entorno, el componente tratado presenta un estado de tensiones y deformaciones permanentes que se traduce en la modificación geométrica buscada.

Este procedimiento genera incertidumbres en dos ámbitos claramente diferenciados: por un lado, en lo que respecta al diseño de la correcta secuencia de aplicación de calor de cara a obtener una geometría determinada (o, dicho de otra manera, en la predicción de las consecuencias de un determinado tratamiento sobre la forma del componente). Por otra parte, queda pendiente la cuestión relativa a las posibles influencias (perniciosas o beneficiosas) del enderezado por llama sobre las propiedades del material (en el contexto de esta tesis, sobre sus propiedades mecánicas y su resistencia frente a fractura). Con el ánimo de responder fehacientemente a ambas cuestiones se ha

diseñado un completo alcance experimental que incluye ensayos de enderezado por llama sobre placas de reducidas dimensiones y sobre perfiles metálicos estructurales.

Por lo que respecta al primero de los aspectos mencionados –el de la predictibilidad de las consecuencias del tratamiento de enderezado–, resulta necesario introducir alguna acotación. En el proceso de enderezado, la llama<sup>3</sup> se aplica directamente sobre el material mediante un soplete. El aporte de calor se realiza siguiendo patrones específicos de calentamiento (típicamente bandas, uves, líneas, etc.) que se diseñan de antemano en función del tipo de deformación deseada y de la geometría del componente a enderezar (véase la Figura 1.1). Para el caso de elementos estructurales de grandes dimensiones, tales como perfiles metálicos, la deformación se consigue mediante combinación y repetición de dichos patrones de calentamiento. Por lo general, la responsabilidad del diseño de las pautas y de la secuencia de aplicación de la llama recae en la experiencia previa y en el buen juicio del operario. No es de extrañar que un proceso tan complicado como el descrito en los párrafos anteriores requiera, en la mayoría de los casos, de una costosa secuencia de pruebas y errores hasta conseguir la modificación geométrica prevista, supuesto que ésta se alcance. El trabajo que se describe en la presente tesis aborda este problema predictivo desde dos perspectivas. En primer lugar se propone una metodología analítica simplista para el análisis del tratamiento de enderezado por llama; esta primera aproximación proporciona una herramienta predictiva que se basa en la simplificación razonable de la compleja sucesión de mecanismos que tienen lugar durante el proceso; su utilidad se restringe, por lo tanto, a situaciones de complejidad moderada, como las que tiene lugar habitualmente en los talleres de perfilería metálica. Sin embargo, ante un problema general en un elemento de responsabilidad, el enfoque anterior puede resultar insuficiente. En esta situación, la correcta predicción de las consecuencias de un tratamiento de enderezado reside en la adecuada caracterización de las acciones a aplicar sobre la estructura (es decir, de las condiciones de contorno externas, de las propiedades de la llama y de los patrones de calentamiento empleados) y de las

---

<sup>3</sup> En la práctica pueden emplearse llamas de distinta naturaleza dependiendo del combustible empleado; las más importantes son de oxi-fuel, propano y gas natural.

propiedades de los materiales (térmicas y mecánicas, incluyendo su dependencia con la temperatura); una cantidad tan abundante de información solo puede ser correctamente procesada empleando para ello herramientas de simulación numérica. En esta tesis se propone una metodología predictiva basada en la aplicación del método de los Elementos Finitos. Como es preceptivo, ambas estrategias de análisis (analítica y numérica) han sido validadas experimentalmente. En primer lugar, los ensayos de enderezado sobre placas de reducidas dimensiones han permitido caracterizar las propiedades de la llama empleada así como validar el correcto funcionamiento de los modelos numéricos que se han desarrollado. Posteriormente, empleando dicha metodología validada se ha abordado el estudio del comportamiento de los perfiles de grandes dimensiones; los resultados experimentales obtenidos en este contexto han permitido validar nuevamente la técnica de simulación numérica –esta vez en condiciones reales– y, además, han servido para el desarrollo y validación de la técnica analítica, mencionada anteriormente.



*Figura 1.1 Operario aplicando un tratamiento de enderezado por llama sobre un perfil estructural metálico*

Por lo que respecta a la potencial influencia de la llama sobre el material, debe tenerse en consideración que, de ordinario, el aporte energético sobre el componente a enderezar se controla para evitar que la superficie del metal supere una temperatura capaz de alterar irreversiblemente las propiedades del material introduciendo

modificaciones microestructurales; usualmente dicho límite se establece en el entorno de los 750 °C. En el taller, el operario estima la temperatura visualmente, basándose en la escala cromática del acero al aumentar de temperatura. Naturalmente, esta técnica presenta limitaciones evidentes asociadas con la variabilidad en los resultados consecuencia inevitable de la subjetividad inherente al procedimiento [6]. La capacidad de esta norma de buena práctica para evitar situaciones perniciosas, tampoco está completamente clara; sin duda, la realidad es mucho más compleja puesto que, en principio, dicho límite térmico puede depender de la naturaleza del acero tratado y, por otra parte, los cambios microestructurales inducidos pueden modificar el comportamiento del material de diversas maneras e incluso, inducir cambios beneficiosos. El estudio de la influencia de la aplicación de una llama sobre las propiedades de los materiales estudiados en esta tesis aporta luz en relación con todas estas cuestiones.

## ***1.2 Líneas de investigación y objetivos de la tesis***

A lo largo de este trabajo se han seguido dos grandes líneas de de investigación que a su vez perseguían los distintos objetivos que se enumeran a continuación:

- En primer lugar se ha acometido el estudio de la influencia del tratamiento de calentamiento sobre las propiedades físicas y mecánicas de los materiales, en particular sobre distintas clases de acero de amplia difusión en la construcción. Para determinar esta influencia se han llevado a cabo ensayos sobre componentes tanto de pequeña como de gran escala. Los elementos de pequeña escala utilizados para este cometido fueron chapas de dimensiones reducidas que fueron calentadas bajo unas condiciones controladas en laboratorio para después ser despiezadas y analizadas minuciosamente. Para el análisis del impacto sobre el material en elementos de grandes dimensiones se realizaron ensayos sobre distintos perfiles metálicos de amplia utilización en construcción. Posteriormente las zonas que habían sido afectadas por la acción de la llama fueron extraídas y estudiadas en detalle.
- La segunda gran línea de investigación se centra en el desarrollo de métodos predictivos que puedan describir de antemano el comportamiento del elemento

susceptible de ser enderezado por llama. Con esto se pretende poner a punto dos métodos de aplicación relativamente rápida y económica que permitan tener una idea del comportamiento de las piezas según el tipo y la forma de calentamiento que vamos a aplicar. Por un lado se ha desarrollado un método analítico de aplicación directa y por otro lado se ha elaborado un modelo de simulación por Elementos Finitos que permite, mediante cálculos computacionales razonablemente sencillos, obtener, para un patrón de calentamiento elegido, la deformada que se obtendrá una vez aplicado el enderezado por llama sobre el acero. Estos dos métodos están pensados para ser utilizados de una manera sencilla y rápida y así constituir unas herramientas de trabajo eficientes que permitan ahorrar en tiempo y dinero, además de evitar la sobreexposición del acero a las altas temperaturas que soporta durante la aplicación de la llama y evitar dañar en exceso el material. Para el desarrollo de estos dos métodos se han utilizado los resultados obtenidos en ensayos sobre grandes perfiles de distintas secciones y distintos aceros que han servido a su vez, como se comentaba en el punto anterior, para la determinación del daño sufrido por el material durante el proceso. Se pretendía con esto reproducir el comportamiento de estos perfiles cuando se les somete en obra a un calentamiento por el método de llama con el fin de conseguir una deformación permanente que adecue la geometría inicial a la que se requiere en particular en ese momento. Obviamente, la variabilidad de casos es prácticamente infinita por lo que se han abordado los más típicos con el fin de caracterizarlos perfectamente y que sea posible extrapolar estos casos más básicos a situaciones de mayor complejidad. Con estos ensayos se pretende conocer más en detalle los procesos que se desarrollan durante el tratamiento de enderezado por llama, así como analizar las diferentes variables que influyen en el proceso, intentando analizar su mayor o menor influencia en las deformaciones finales e incluir estos resultados en los modelos elaborados. Se han estudiado los parámetros fundamentales que influyen en la deformación final, siendo básicamente la temperatura alcanzada en el acero, la calidad del acero y la naturaleza de la llama y se han incluido en los ambos métodos como base de los mismos.

Estas líneas de investigación se desarrollan con detalle en la presente tesis, ahondando en los procedimientos seguidos para cada una de ellas y comentando ampliamente los resultados y conclusiones alcanzadas. La Figura 1.2 recoge un diagrama de flujo que describe las actuaciones descritas en este documento.

La consecución de los diversos objetivos descritos en este apartado se organizan en los siguientes seis capítulos: en el Capítulo 2, dedicado al estado del arte, se detallan los diversos métodos, técnicas y restricciones de uso asociados con el procedimiento del enderezado por llama. En el Capítulo 3 se exponen y describen los materiales empleados en el trabajo, los métodos experimentales utilizados y el alcance experimental preciso desarrollado en la investigación. El capítulo 4 recoge una descripción pormenorizada de las técnicas desarrolladas en el estudio predictivo incluyendo la técnica analítica y la numérica. Con el fin de optimizar ambas técnicas, sus predicciones han sido contrastadas en el Capítulo 5 con los resultados experimentales obtenidos; esta comparación ha permitido la optimización de ambos enfoques. En el Capítulo 6 se presentan los resultados experimentales relativos a la influencia de la aplicación de la llama sobre las propiedades de cada uno de los cinco materiales analizados en esta tesis. El Capítulo 7, finalmente, sirve como compendio del trabajo y recoge las conclusiones alcanzadas en el mismo así como su posible extensión futura.

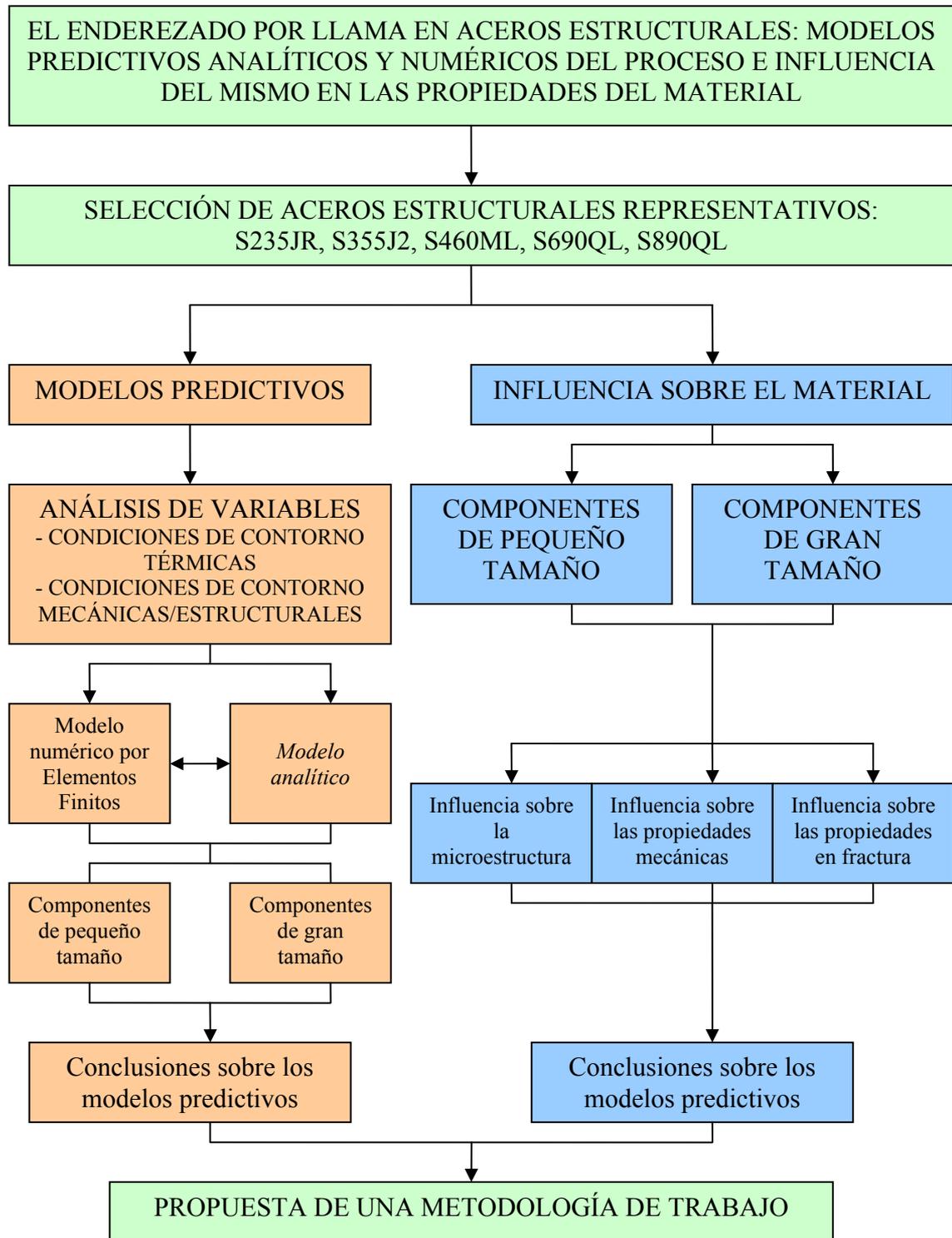


Figura 1.2 Líneas de trabajo desarrolladas en esta tesis



## *Capítulo 2            Estado del arte*

### *2.1            Introducción*

El desarrollo de este Capítulo 2 se centra en el estado actual del conocimiento relativo al enderezado por llama. Este estudio aborda las siguientes dos líneas de investigación diferentes relacionadas con el tema de esta tesis.

- Conocimiento a fondo del proceso de enderezado por llama. El Apartado 2.2 de este capítulo se dedica a explicar dicho proceso ampliamente.
- Investigación del efecto del calor sobre las propiedades de los aceros. En el Apartado 2.3 se incluye toda la información en relación con este tema.

Acorde con estas dos líneas de investigación se dedica este capítulo segundo a condensar el estado del escaso conocimiento actual sobre la materia. De esta manera se facilita la comprensión del texto, así como la interpretación de los resultados obtenidos.

### *2.2            Sobre la técnica del enderezado por llama*

#### *2.2.1          Historia del enderezado por llama*

A fin de obtener una perspectiva general, este apartado recoge una revisión bibliográfica histórica sobre la evolución del enderezado por llama a lo largo de los años así como del estado actual de la técnica. Se describen, asimismo, otros procedimientos que, no siendo similares al enderezado por llama, en ocasiones se confunden con él.

Como se refleja en [1], los orígenes del enderezado por llama se remontan a los inicios de la técnica de la soldadura en Estados Unidos. Los fabricantes de componentes de acero observaron cómo el calor de la soldadura causaba frecuentemente deformaciones indeseadas en las regiones afectadas térmicamente. Muchas veces la pieza tratada debía ser retirada de modo que, a fin de solventar esta inconveniencia, los soldadores comenzaron a experimentar con diversas técnicas para tratar de revertir este tipo de distorsiones; intuitivamente, probaron con diversos patrones de calentamiento para contrarrestar la distorsión inicial. De esta manera, con el paso del tiempo acabaron desarrollando habilidades y destrezas que, a la postre, permitieron enfrentar, no sólo el problema de las distorsiones por soldadura sino también la reparación de cualquier otro tipo de deformaciones asociadas al proceso de manufactura. Estos procedimientos térmicos se fueron perpetuando como un arte, pasando de técnico en técnico.

Durante este período, el uso de elementos de acero dotados de curvatura ganó popularidad tanto por razones prácticas como por consideraciones de índole estética. Los primeros ejemplos de estas construcciones consistían en vigas horizontales curvadas, colocadas en las estructuras de los puentes. Para la ejecución de estas aplicaciones se desarrollaron diversos procesos basados en el calentamiento mediante llama. Aunque muchas de las técnicas de calentamiento son aparentemente similares es preciso diferenciar entre el enderezado por llama o *heat-straightening*, que es el que se analiza en este trabajo, y el curvado por calor o *heat curving* que es el que se desarrolló originalmente para la fabricación de los perfiles curvados anteriormente mencionados. Típicamente el *heat-curving* se realiza en componentes de acero inmediatamente tras su fabricación y, por lo general, en un ambiente controlado como el propio taller de fabricación. Además, el conformado por calor suele ser de pequeña entidad, esto es, los radios de curvatura típicos que se obtienen suelen ser bastante generosos. Por el contrario, el *heat-straightening* es habitualmente empleado en acero en el que se ha excedido –muchas veces holgadamente– el límite elástico, habiendo trabajado el material en el rango de endurecimiento por deformación plástica. La mayoría de las veces el *heat-straightening* se lleva a cabo *in situ*, bajo condiciones climáticas muy variables, y con frecuencia estando el componente cargado, al menos parcialmente. Estas diferencias hacen que los criterios y las metodologías para la técnica del *heat-straightening* a veces pueden diferir sustancialmente de los del *heat-curving*.

Existe poca información cuantitativa disponible sobre el proceso de enderezado por llama. La primera información escrita encontrada se atribuye a Joseph Holt, quien definió algunos de los conceptos básicos del enderezado por llama en un manuscrito inédito de 1938. En años posteriores, comenzaron a aparecer más publicaciones, aunque siempre bajo una presentación fundamentalmente cualitativa.

Hasta bien entrada la década de 1980 el uso del enderezado por llama estaba poco estudiado y comprendido de modo que, en más de la mitad del territorio de los Estados Unidos, país pionero en el desarrollo de este procedimiento, su aplicación estaba prohibida como técnica de reparación de numerosas estructuras, particularmente en puentes. En aquellos momentos había razones más que fundadas para desconfiar del *heat-straightening* como técnica madura entre las cuales cabe mencionar las siguientes:

- En primer lugar, los mecanismos básicos del enderezado por llama no eran bien comprendidos. En particular, los efectos de las restricciones externas que habitualmente se aplican durante el proceso (cargas e impedimentos al libre movimiento del componente) así como los estados tensionales residuales que se originan no eran bien entendidos e incluso se consideraban de importancia menor.
- Como resultado de lo anterior, se desarrollaron pocas investigaciones experimentales sobre el comportamiento de componnetes estructurales (como chapas y perfiles laminados) sometidos a calentamientos con diversos grados de restricción.
- En tercer lugar, mientras que una buena cantidad de investigaciones indican que la mayoría de las propiedades del material se ven relativamente poco afectadas por el proceso de enderezado por llama, dos aspectos importantes habían sido pasados por alto: la influencia de la deformación por acritud sobre la ductilidad remanente del material y la distribución de tensiones residuales que se originan tras el tratamiento. Evidentemente, ambos aspectos pueden condicionar sensiblemente la idoneidad del material para su posterior desempeño estructural.
- Finalmente, la información disponible procedente de las escasas investigaciones desarrolladas se basaba casi exclusivamente en estudios de laboratorio sobre

elementos simples. Por otra parte, las investigaciones de campo se presentaban de forma cualitativa, despreciando la información cuantitativa disponible.

Resulta, pues, impensable que, con estas premisas, el proceso de enderezado por llama pudiera alcanzar en algún momento un estado de maduración tal como para desempeñar algún papel relevante como técnica de reparación de elementos estructurales metálicos. Puede afirmarse con rotundidad que, hasta fechas muy recientes, se ha tratado más bien de un arte que de una ciencia. Los principios fundamentales y la metodología básica se han presentado en diversos estudios [1-7], que han permitido poner de manifiesto que el método del enderezado por llama es una habilidad que requiere práctica y experiencia y donde la ubicación y secuencia de los calentamientos en combinación con el control de la temperatura y las fuerzas externas que se aplican juegan un papel decisivo.

En los últimos años se han desarrollado diversas investigaciones con el propósito de analizar el proceso de enderezado por llama desde una perspectiva cuantitativa. En este sentido, los resultados que se presentan en esta tesis suponen un avance sustancial en la comprensión y en el desarrollo práctico del enderezado por llama.

### **2.2.2      *¿Qué es el enderezado por llama?***

En este apartado se amplían la información recogida en relación al funcionamiento del enderezado por llama como herramienta para la modificación de la geometría de un elemento estructural tras su proceso de fabricación. En este sentido, se incluye una recopilación de las (no tan numerosas) aportaciones que diversos autores han ido realizando con el paso del tiempo [1, 3-7]. Este resumen que aquí se recoge debe servir, entre otras cosas para facilitar el entendimiento del trabajo de investigación completo que aquí se presenta.

El enderezado por llama es considerado como un procedimiento de reparación en el que se aplica calor de forma controlada y mediante patrones adecuados sobre componentes metálicos (normalmente de acero) que se han visto plásticamente deformados o dañados. El procedimiento consiste en la aplicación repetitiva de ciclos de calentamiento y enfriamiento para así enderezar de manera paulatina la geometría del

componente. El proceso se basa en las restricciones internas (que se manifiestan a través de las correspondientes tensiones residuales) y externas (vinculadas a las ligaduras impuestas *ad hoc* –cargas, impedimentos al movimiento– sobre la estructura durante el tratamiento) que producen la expansión del acero durante la fase de calentamiento y la contracción del mismo durante el enfriamiento. Otros procedimientos de conformado se basan en la aplicación directa de fuerzas sobre el componente hasta inducir un estado de deformaciones permanente; aquí, por el contrario, el principal instrumento de rectificación es el propio calor aplicado el cual induce, en atención a las restricciones impuestas o internas, un estado de deformaciones plásticas que conduce a la consecución de la geometría buscada. Diverso autores señalan una serie de condicionantes a ser respetados durante el proceso de enderezado:

- La temperatura del acero no debe exceder la temperatura crítica inferior, esto es, la temperatura a partir de la cual se producen cambios microestructurales; en el caso de aceros templados y revenidos no deberá superarse el límite de la temperatura de revenido. Estas dos temperaturas son, evidentemente, variables dependiendo del tipo de acero y de su historial previo.
- Las tensiones producidas por las fuerzas externas aplicadas para rectificar la geometría del elemento no deben superar el límite elástico a temperatura ambiente del acero constitutivo. Por el contrario, cuando éste es calentado, sus propiedades mecánicas, incluido el límite elástico, se ven apreciablemente reducidas de forma que el material excede localmente su límite elástico.
- En el caso de reparaciones por deformación plástica previa, sólo deben ser sometidas a calentamiento las regiones próximas a las zonas deformadas plásticamente.

Cuando se cumplen estas condiciones, las propiedades del material experimentan cambios relativamente modestos de forma que, presumiblemente, el rendimiento del acero sigue siendo esencialmente el mismo tras la aplicación del tratamiento. En este sentido, la literatura resalta que, si se realiza correctamente, el método del enderezado por llama es un procedimiento seguro y económico para la reparación de aceros dañados.

Es preciso establecer otra distinción entre dos métodos que a menudo se confunden con el enderezado por llama: El enderezado o alisado mecánico en caliente (*hot straightening working*) y el trabajo en caliente (*hot working*). El alisado mecánico en caliente difiere del enderezado por llama en que la fuerza externa se aplica después de calentar para rectificar el daño. Estas fuerzas aplicadas en el alisado producen una tensión muy por encima del límite elástico, lo cual resulta en la imposición sobre el material de grandes deformaciones a partir de un único ciclo de calor individual. A menudo, el elemento se endereza totalmente mediante la aplicación continua de una fuerza elevada en un solo ciclo. Los resultados de este tipo de alisado son impredecibles y se han llevado a cabo pocas investigaciones al respecto. Cabe enumerar los siguientes problemas específicos relativos a este método:

- Durante el enderezado es posible que se produzca la fractura del componente debido a las grandes fuerzas aplicadas.
- Las propiedades de los aceros pueden verse afectadas negativamente.
- Pueden llegar a formarse arrugas y otros defectos superficiales en el material.

Existe una pobre base empírica en relación con el alisado mecánico en caliente así como numerosas incertidumbres sobre sus consecuencias. Por ello, su uso debe ser restringido a elementos de reducida responsabilidad y exclusivamente cuando la sustitución del mismo o la aplicación de otros procedimientos alternativos no resulten viables.

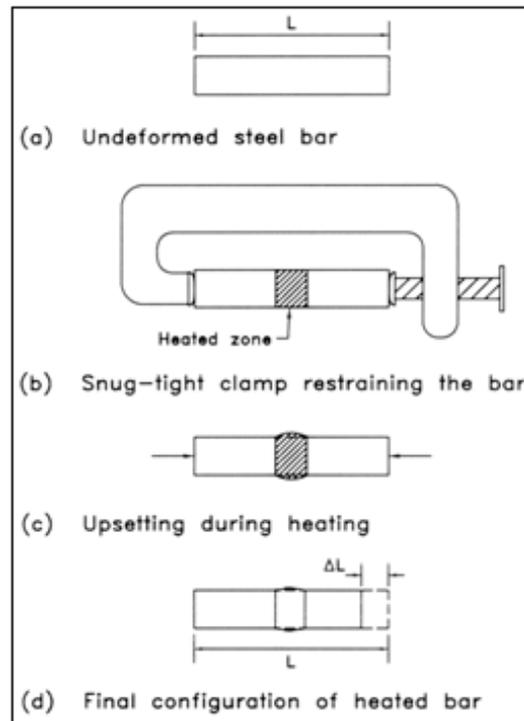
### **2.2.3 Fundamentos físicos del enderezado por llama**

El mecanismo básico del enderezado por llama es relativamente simple y se basa en dos propiedades distintas del acero:

- Desde el punto de vista puramente mecánico, si el acero se elonga o se comprime más allá de su límite elástico éste resulta incapaz de recuperar sus dimensiones originales tras la descarga.
- Por otra parte, desde la perspectiva térmica [1], si el acero se calienta (a temperaturas relativamente moderadas, entre 370 y 700 °C), se dilata de acuerdo

con el valor de su coeficiente de dilatación térmica. Además, su valor del límite elástico se ve reducido a medida que la temperatura se incrementa. En aceros convencionales se recomienda, como norma general, no superar los 723 °C a fin de evitar transformaciones microestructurales irreversibles en el material.

La Figura 2.1 ilustra, a modo de ejemplo, cómo la combinación de las dos propiedades anteriores permite inducir deformaciones permanentes en una pieza de acero. Para ello es preciso someter a un elemento lineal no deformado, Figura 2.1 (a), e impedido frente a extensión en sus extremos, Figura 2.1 (b). a un calentamiento controlado (región sombreada) de forma que tienda a expandirse. Sin embargo, el montaje preparado impide la expansión del elemento en dirección longitudinal a través de las correspondientes fuerzas de compresión, como se muestra en la Figura 2.1 (c). Simultáneamente se produce una dilatación lateral en la barra particularmente evidente en la región calentada, al no estar impedida transversalmente. El límite elástico del material en la región calentada se ha visto reducido merced a la temperatura (lo cual no sucede en las zonas frías) de forma que el estado tensional inducido (de compresión en este caso) es capaz de plastificar el material en la región central. Cuando se retira la fuente de calor el material se enfría y se contrae en las tres dimensiones (recuérdese que el montaje preparado no evita que la barra se contraiga longitudinalmente). A medida que el enfriamiento avanza, la barra se acorta y se reduce el ensanchamiento transversal en la región central. Sin embargo, la geometría final del proceso difiere de la original: la longitud final del elemento es menor (debido a la plastificación local en la zona calentada) y, además, una porción de la protuberancia inducida en la región central permanece, véase la Figura 2.1 (d). En esencia, una redistribución permanente de material se ha producido en la zona calentada ensanchando ligeramente la zona calentada y acortando la longitud total de la barra. Esta protuberancia permanente, o engrosamiento en la zona caliente se denomina "*upsetting*"; la redistribución de los materiales se conoce como "deformación plástica" o "flujo plástico". Aplicando repetitivamente este procedimiento a través de ciclos de sujeción, calentamiento y enfriamiento, la longitud de la barra puede ser reducida significativamente.



**Figura 2.1** Ejemplo ilustrativo del enderezado por llama sobre una barra

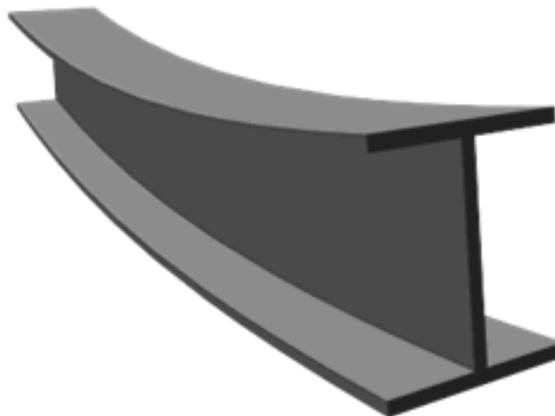
Este sencillo ejemplo ilustra los principios fundamentales del enderezado por llama. Sin embargo, la mayoría de las imperfecciones geométricas a corregir en piezas de acero exigen actuaciones mucho más complejas que sencillos estiramientos o acortamientos de una barra. En estos casos se requiere de complicadas combinaciones de patrones de calentamiento y de restricciones al movimiento. En general, pueden distinguirse tres elementos clave durante un proceso de enderezado por llama: El primero consiste en seleccionar los patrones adecuados de calentamiento-enfriamiento y su secuencia de aplicación. El segundo es el de controlar adecuadamente la temperatura de calentamiento durante el proceso, a fin de no inducir modificaciones microestructurales irreversibles en el material. El tercero es el de aplicar adecuados dispositivos de retención durante el ciclo de calentamiento que puedan ser retirados durante el ciclo de enfriamiento.

### 2.2.4 Tipología de defectos en estructuras metálicas susceptibles de ser solventados mediante enderezado por llama

El método del enderezado por llama se usa, fundamentalmente, para la reparación de perfiles metálicos dañados durante el uso, el transporte, la fabricación o la puesta en obra. Aunque el catálogo de daños obviamente es ilimitado, la literatura [1] distingue los cuatro modos básicos de fallo que se describen en los apartados siguientes.

#### 2.2.4.1 Tipo S

Esta tipología hace referencia a los fallos producidos como consecuencia de una flexión en torno al eje principal de inercia del perfil (*strong axis*). Para los perfiles laminados que se emplean de forma mayoritaria en construcción este tipo de fallo consiste en la flexión del alma sobre su eje principal de forma que una de las alas queda en estado de compresión y la otra en tracción, véase la Figura 2.2. Este fallo suele producirse como consecuencia de una flexión excesiva que provoca tensiones superiores al límite elástico del material en sus alas. Además de la deformación plástica, el ala sometida a compresión presenta en ocasiones abolladuras locales debido a las altas tensiones de compresión.



**Figura 2.2** Ejemplo de defecto tipo S. [1]

### 2.2.4.2 Tipo W

Esta categoría se refiere a los daños como consecuencia de la componente flectora sobre el eje no principal (*weak axis*). En perfiles laminados usuales en forma de “doble T” el eje no principal, que es de simetría de la sección, discurre a través del alma; en consecuencia, el alma no puede deformarse en el rango inelástico. Si la deformación del perfil no se restringe lateralmente, acciones espurias pueden inducir la flexión lateral del elemento (de forma que las alas del perfil flectan sobre sus respectivos ejes fuertes) tal y como se muestra en los dos ejemplos de la Figura 2.3 y Figura 2.4.

### 2.2.4.3 Tipo T

Este fallo hace referencia al daño producido como consecuencia de la torsión o giro sobre su eje longitudinal de un perfil estructural. En perfiles laminados no reforzados lateralmente, las alas pueden sufrir deformaciones plásticas en direcciones opuestas lo que provoca el giro por torsión del elemento pudiendo ocasionar deformaciones plásticas. Se muestran ejemplos de este tipo de daños en las Figura 2.5 y 2.6.



**Figura 2.3** Daño de tipo *W* en el tirante de un puente metálico debido a la caída de la carga de un camión en EEUU. [1]



*Figura 2.4 Daño de tipo W en las vigas principales de un puente en su fase constructiva*



*Figura 2.5 Daño tipo T en una viga de un puente. Un ala está fija por la sujeción al puente, provocando que la otra ala que está libre así como el alma sufran deformaciones plásticas. El daño ha sido provocado por la aplicación de una fuerza con un gato como parte de un experimento. [1]*



*Figura 2.6 Daño tipo T en una viga de un puente en uso. El daño se produjo por el impacto de un vehículo pesado. [1]*

#### **2.2.4.4 Tipo L**

Esta categoría incluye los daños que se localizan en zonas puntuales del ala, curvaturas del alma, aplastamientos y daños en los refuerzos, pliegues en las chapas de los elementos de una sección, etc. La Figura 2.7 permite apreciar un defecto de este tipo.

Esta clasificación supone un buen punto de partida para conocer, mediante casos prácticos documentados, los patrones de calentamiento a aplicar según el tipo de daño a corregir. Debe tenerse en consideración que estas recomendaciones son de carácter orientativo y que, normalmente, el operario aplica uno o varios patrones, de acuerdo con su experiencia y con los resultados obtenidos, hasta conseguir la modificación buscada. En el siguiente apartado se detallan los patrones de calentamiento típicamente empleados en construcción para solventar los fallos descritos anteriormente.

#### **2.2.5 Patrones más comunes de calentamiento**

Como se ha comentado en el apartado anterior, uno de los puntos clave en el enderezado por llama es el de la definición de los patrones de calentamiento a aplicar sobre los elementos para conseguir reparar o recuperar las deformaciones que se hayan podido producir y que perturban la geometría y/o la funcionalidad de los mismos. Estos

patrones, descritos en [1] y en [4], son comúnmente utilizados en construcción para reparar daños así como en taller para conseguir formas complicadas, difíciles de conseguir mediante otros métodos. A continuación se explican los principales patrones aplicados sobre chapas sencillas, siendo posible extrapolar estos patrones a formas más complicadas.

### **2.2.5.1 Calentamiento en forma de V**

El calor en V es un patrón especialmente indicado para enderezar el eje principal de inercia en perfiles metálicos (categoría S). Durante los experimentos que se han desarrollado en [1] para conocer mejor el funcionamiento del enderezado por llama se realizaron numerosos patrones de calentamiento, pero principalmente se utilizó el patrón de calentamiento en V, obteniéndose los resultados que se muestran en la Figura 2.8.



*Figura 2.7 Daño de tipo L en una vigueta. Las almas han sufrido un aplastamiento debido al golpeo de una carga [1]*

Un calentamiento en V típico comienza con la aportación en el vértice del área en forma de V mediante un soplete (de oxiacetileno, de propano o de gas natural). Cuando se alcanza la temperatura deseada en el vértice (por lo general alrededor de 650 °C para acero al carbono templado), la antorcha se hace avanzar progresivamente en un movimiento serpenteante hacia la base de la V. Este movimiento es eficiente para calentar progresivamente la V de arriba hacia abajo. La chapa inicialmente se moverá hacia arriba como resultado de la expansión longitudinal del material por encima del eje neutro produciendo flexión negativa, véase la Figura 2.8 (a). El material no calentado adyacente a la zona caliente impide la expansión térmica del acero calentado en la dirección longitudinal. Como resultado, el material que se calienta tiende a expandirse pero, al estar en contacto con el material frío, éste se lo impide tendiendo a levantarse y resultando en un flujo plástico. Al finalizar el calentamiento, la zona calentada está a una temperatura alta y relativamente uniforme. En este punto, la chapa se ha movido hacia abajo, Figura 2.8 (b), debido a la expansión longitudinal del material por debajo del eje neutro produciendo flexión positiva. Cuando el acero se enfría, se contrae de forma longitudinal en un grado mayor que lo que se había expandido durante el calentamiento. Por lo tanto, se produce una contracción. La contracción es proporcional a la anchura de la zona calentada a través de la V, por lo que su tamaño aumenta de arriba hacia abajo del perfil.

Esta variación produce un cierre de la V dando lugar a una flexión en un miembro inicialmente recto (si la placa se dobla en la dirección opuesta a la del movimiento de enderezado, la Figura 2.8 (c)). Para muchas aplicaciones, es más eficiente utilizar una V que se extienda sobre toda la profundidad de la placa, pero, Vs que cubran parcialmente el espesor de la chapa pueden ser aplicables en determinadas situaciones.

Cuando se utilizan uves parciales, el extremo abierto se debe extender hasta el borde del elemento. La profundidad de la uve varía mediante la colocación del vértice de ésta en un lugar medio del espesor. Los lugares típicos para situar el vértice de la uve son a tres cuartos y a un medio del espesor.

**2.2.5.2 Calentamiento en los bordes**

Si se desea una curva suave, es aconsejable utilizar patrones tipo borde. Consisten en calentar una línea cerca del borde del elemento por el lado que se pretende obtener menor radio. La línea puede ser continua o intermitente, dependiendo del grado de curvatura deseada. Este patrón se utiliza a menudo en formas con curva en laminados en taller de fabricación. Un esquema se muestra en la Figura 2.9.

**2.2.5.3 Calentamiento en líneas**

Este tipo de patrón se emplea para la reparación de chapas que se han deformado flectando sobre su eje débil de inercia. Tales flexiones, lo suficientemente graves como para producir la plastificación del material, suelen dar lugar a bandas largas y estrechas de plastificación. Este patrón se compone de una sola pasada recta de la antorcha, como se muestra en las Figuras 2.10 y 2.11. Se suelen aplicar fuerzas exteriores que impidan ciertos movimientos o que ayuden a conseguir la deformada que se desea, aunque en algunos casos se trabaja sin restricciones externas.

Para ilustrar el funcionamiento de un elemento sometido a un calentamiento de esta naturaleza, se ha seleccionado un experimento, recogido en [1], que resulta esclarecedor. Éste consiste en rectificar la deformación producida en una chapa de acero debida a momentos flectores en sus extremos, mediante la aplicación de una línea de calor, como se muestra en la Figura 2.12. El patrón de calentamiento se aplica en la parte inferior de la chapa sometida a momentos flectores producidos por fuerzas externas, Figura 2.12 (a). A medida que el operario va desplazando la llama a través de la chapa, en el espesor de ésta se produce un gradiente de temperaturas, disminuyendo la temperatura con la distancia a la cara que está en contacto directo con la llama, como se puede apreciar en la Figura 2.12 (b). El material frío que se encuentra por delante de la zona expuesta a la llama limita la dilatación térmica del acero ya calentado, incluso aunque no haya restricciones externas.

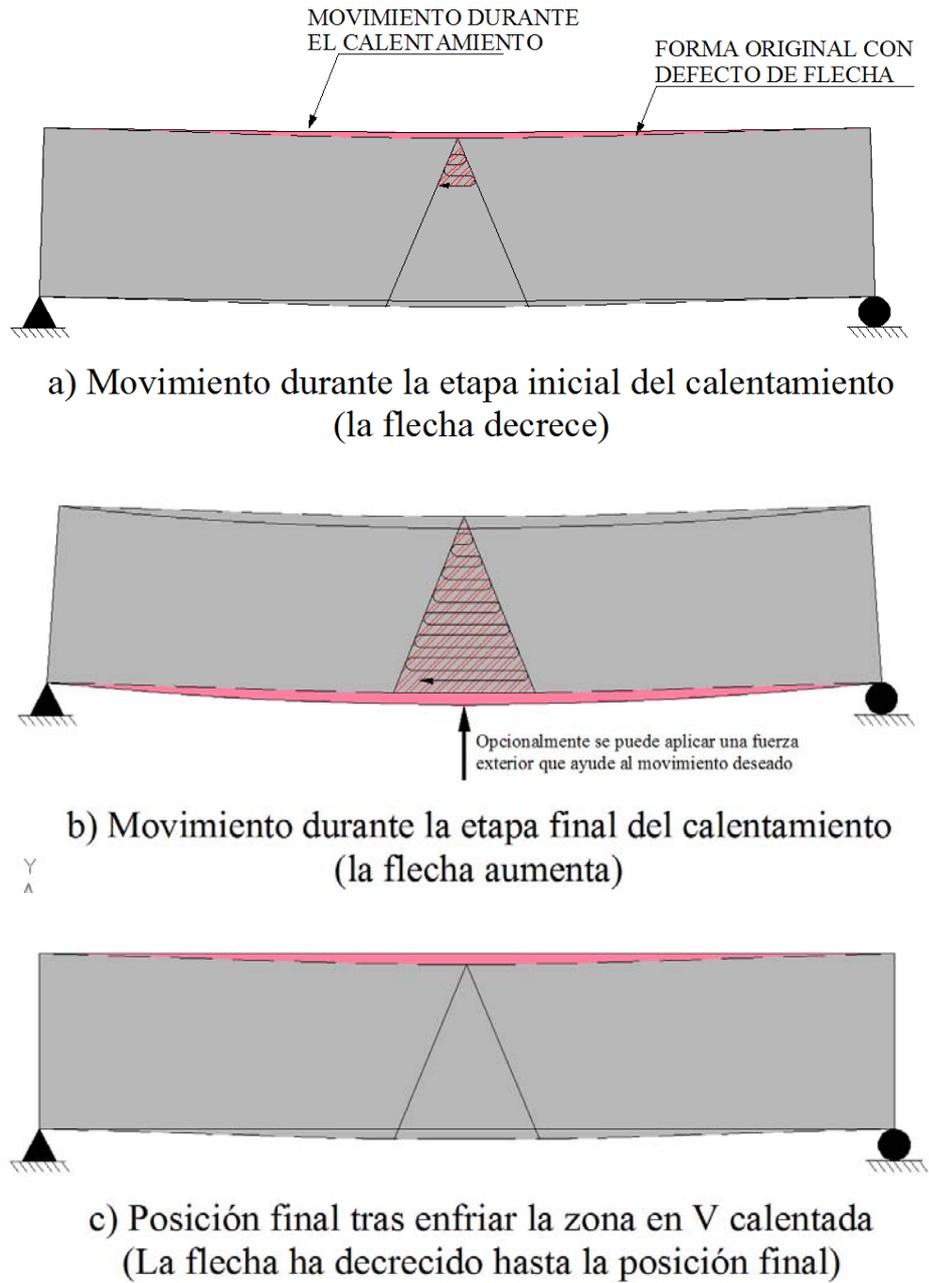
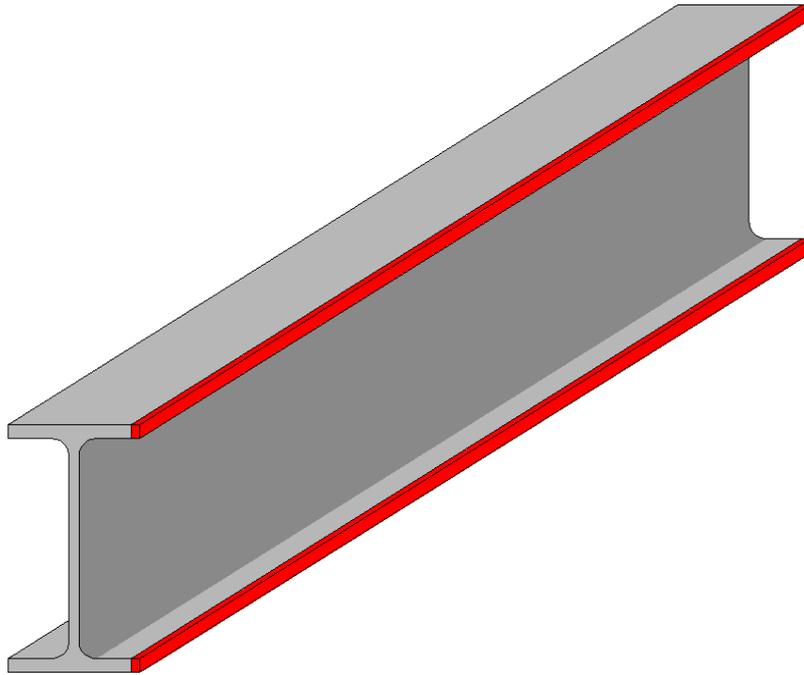


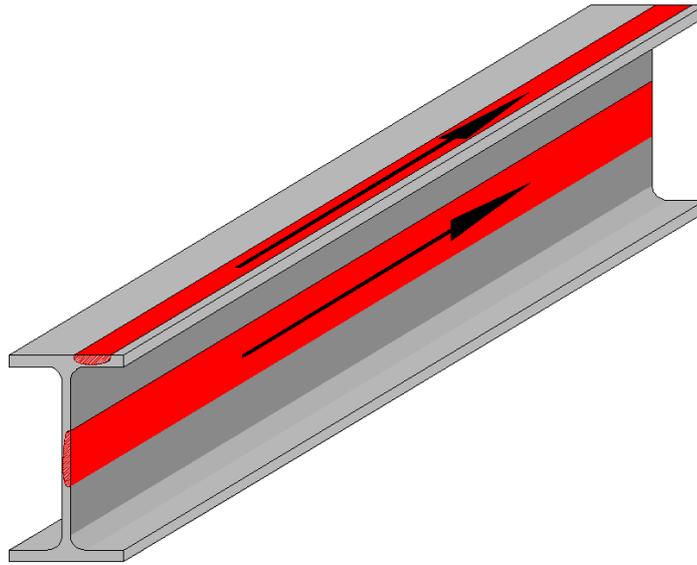
Figura 2.8 Funcionamiento del patrón de calentamiento en V



*Figura 2.9 Patrón de calentamiento en el borde de los elementos*



*Figura 2.10 Patrón lineal de calentamiento sobre un perfil metálico. [1]*



**Figura 2.11** Esquema de un patrón de calentamiento lineal

En el espesor de la chapa se producen, debido al gradiente de temperaturas existente, deformaciones diferentes a lo largo del espesor. Las mayores deformaciones se dan en la zona más caliente de la chapa que coincide, obviamente, con la zona de aplicación de la llama. A su vez, durante la fase de enfriamiento, las contracciones en la zona expuesta directamente a la llama son también mayores, creando una concavidad en la chapa con una forma que se asemeja al esquema mostrado en la Figura 2.12 (d).

Por lo tanto, para enderezar una flexión en una placa alrededor de su eje débil, el calor debe ser aplicado en la parte convexa de la placa dañada obteniendo la contraflecha deseada como se muestra en la Figura 2.13. Si se necesitase deformar en mayor medida la placa, el movimiento se puede ampliar mediante el uso de fuerzas exteriores que produzcan momentos flectores mayores que ayuden a la deformación de la placa en el sentido deseado, Figura 2.12 (c). De una manera similar al patrón de calor en V, el material tiende a expandirse a través del espesor ("upsetting"). Al enfriarse, los momentos inducidos por las restricciones tienden a magnificar la contracción transversal, Figura 2.12 (d). La velocidad del recorrido de la antorcha es crítica, ya que determina la temperatura alcanzada. Con sistemas de sujeción adecuados y una velocidad uniforme de la antorcha, la rotación se producirá alrededor de la línea de calentamiento.

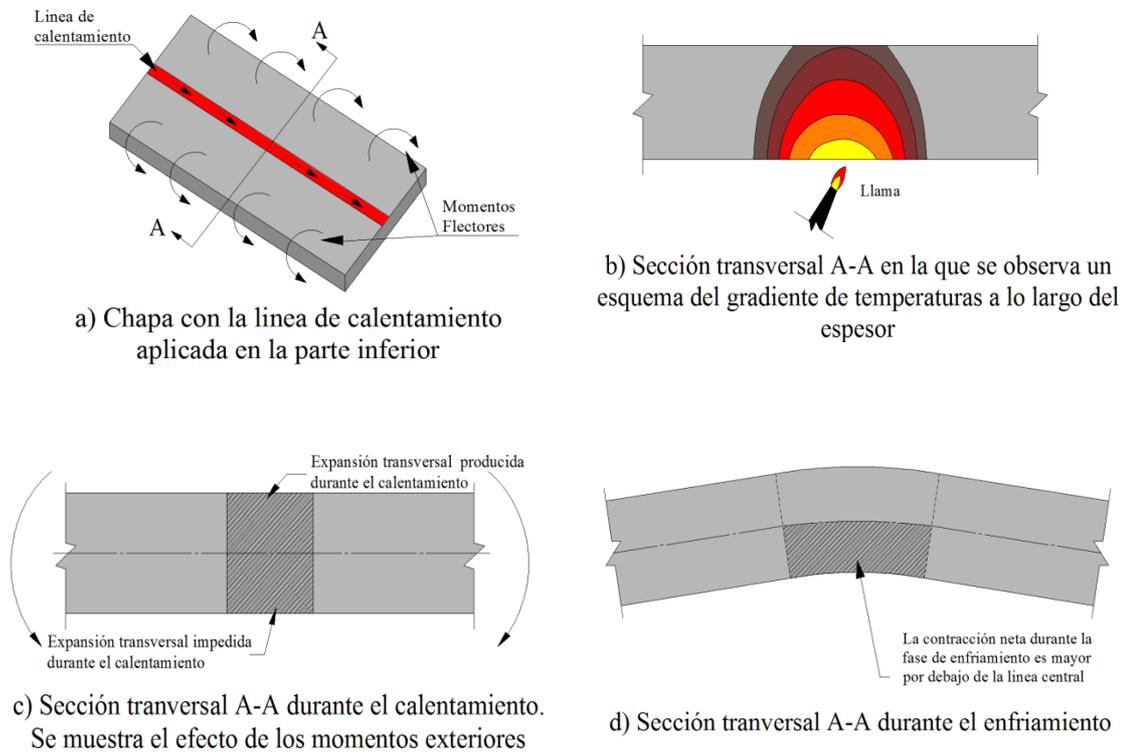


Figura 2.12 Esquema de funcionamiento del patrón de calentamiento en líneas. [1]

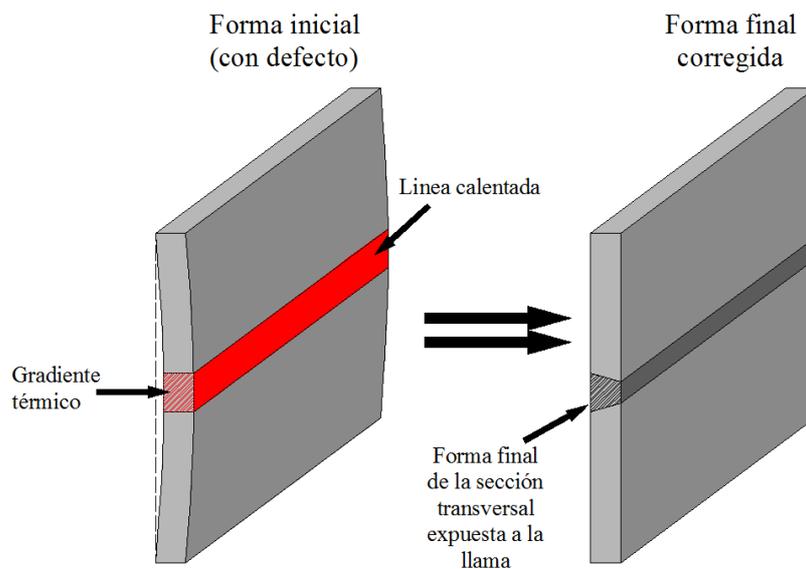


Figura 2.13 Esquema de la corrección de una chapa en su eje débil de inercia

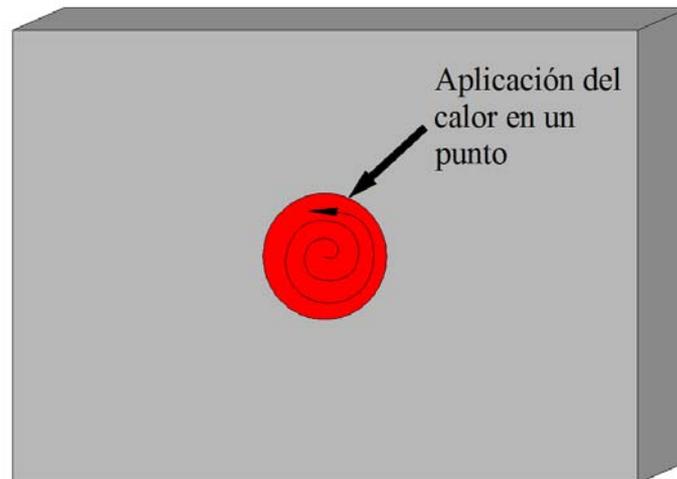
**2.2.5.4 Calentamiento de puntos aislados**

Este tipo de patrón consiste en calentar una pequeña zona del metal afectado moviendo la antorcha en un recorrido circular, aumentando el diámetro hasta que toda el área del metal sea calentada. La aplicación de un punto de calor provoca el levantamiento (upsetting) del metal a través del espesor debido a la restricción que ejerce el acero frío circundante y que no le permite dilatarse libremente. Durante el enfriamiento, se producen tensiones de tracción en todas las direcciones radiales a la zona calentada debido a la contracción de ésta. Durante la aplicación de este patrón es importante que la llama no se quede estática en ningún punto durante mucho tiempo puesto que provocaría temperaturas demasiado elevadas y produciría deformaciones demasiado grandes. Estos patrones se suelen utilizar para reparar los daños localizados, tales como bultos, abolladuras, o vientres en una placa.

**2.2.5.5 Calentamiento en bandas**

Este patrón de calentamiento, también llamado rectangular, se utiliza usualmente para eliminar una protuberancia en una parte de una chapa o como complemento de un patrón en V. Se lleva a cabo de manera similar a los calentamientos en V. Desde el punto de inicio, la antorcha se mueve hacia adelante y hacia atrás en forma de serpentina a través de una tira de una longitud deseada, Figuras 4.15 y 4.16. Con esto se consigue que la temperatura en toda la franja determinada se eleve hasta un límite determinado. La orientación y punto de inicio de la llama, así como la trayectoria, son factores a tener en consideración. Este patrón se puede iniciar en el punto medio e ir acercándose a los dos bordes simultáneamente con dos llamas, como muestra la Figura 2.16 (a). Esta técnica de avance de la llama minimiza la flexión en el eje débil de algunos perfiles como los de forma en “doble T”. Una segunda alternativa con un efecto similar se muestra en la Figura 2.16 (b) con una sola llama y el inicio en un lado. Mediante este tipo de pasadas se introduce cierta flexión que no se daba en con la técnica anterior, si bien el efecto es pequeño puesto que rápidamente se compensa un lado con el otro. Dependiendo de la configuración estructural, la banda también se puede empezar en un borde libre, como se muestra en la Figura 2.16 (c). Sin embargo, cuando se aplica el método sin restricciones en la chapa o en el perfil, esta rutina de aplicación de la llama puede producir una flexión en el eje débil. Alternando el punto de

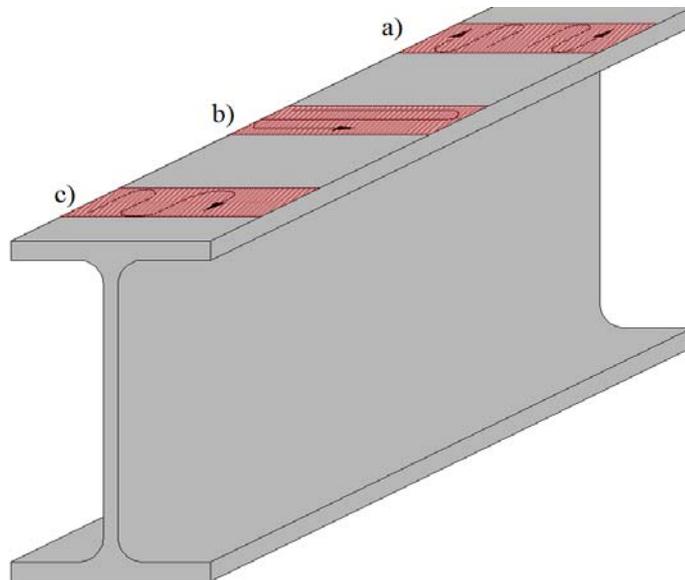
inicio cada vez en un borde opuesto para los sucesivos ciclos de calentamiento, la flexión en el eje débil puede ser minimizada.



*Figura 2.14 Aplicación del calor en un punto. La llama se va moviendo en círculos encima y alrededor del defecto*



*Figura 2.15 Ejemplo del patrón de calentamiento en bandas sobre un perfil metálico.[1]*



*Figura 2.16* Esquema de las distintas formas de aplicación del patrón de calentamiento por bandas en un ala de un perfil metálico. [1]

### **2.3 Propiedades de los aceros después de ser sometidos a un proceso de enderezado por llama**

Uno de los aspectos fundamentales a la hora de aplicar un tratamiento de enderezado por llama sobre un acero estructural es el de delimitar las posibles modificaciones en su comportamiento inducidas por el propio proceso.

El uso de la técnica del enderezado por llama para reparar estructuras dañadas de acero ha ganado gran popularidad en los últimos años. Sin embargo, las aplicaciones se han visto limitadas precisamente por las preocupaciones relacionadas con la degradación de las propiedades del material después de que éste se viera sometido a un excesivo aporte de calor. En este sentido, cabe destacar diversas investigaciones [1-19] si bien, en la mayoría de los casos se limitan a pequeñas muestras de chapa en buen estado, a las que se somete a unas pocas series de calentamientos. Uno de los estudios más rigurosos se

recoge en [7] donde se presenta un análisis integral de las propiedades de los aceros de estructuras totalmente reparadas.

Las principales propiedades estudiadas en los trabajos anteriores son la expansión térmica del material, el módulo de elasticidad, el límite elástico, la tensión de rotura, la tenacidad a fractura y la dureza. Los apartados que siguen resumen los principales hallazgos.

### **2.3.1 Expansión térmica**

El coeficiente de expansión/dilatación térmica es la propiedad del material que determina la longitud unitaria de expansión por unidad de incremento de temperatura; matemáticamente, el incremento de longitud  $\Delta L$  de un elemento de longitud inicial  $L_0$  ante un incremento de temperatura  $\Delta T$  puede expresarse como:

$$\Delta L = \alpha L_0 \Delta T \quad (2.1)$$

siendo  $\alpha$  el coeficiente de dilatación térmica del material.

En la Figura 2.17 se muestra un diagrama en el que se observa la variación del coeficiente de expansión térmica del acero al carbono A36 [11] en función de la temperatura. Hasta los 94 °C el valor del coeficiente se mantiene constante e igual a  $11,7 \text{ e}^{-6}$  y es a partir de este momento cuando el coeficiente de expansión empieza a aumentar siguiendo una ley lineal con la temperatura hasta alcanzar un valor de  $15,4 \text{ e}^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  para una temperatura de 650 °C. La mayoría de las curvas de este tipo catalogadas no exceden la temperatura de referencia de entre 650 y 700 °C, debido a que la expansión térmica puede volverse irregular en el rango de temperaturas superiores a entre 700 y hasta 870 °C. Esta región es la denominada zona de transformación de fase, y el comportamiento irregular se atribuye a las modificaciones microestructurales que tienen lugar y que pueden tener efectos perjudiciales sobre las propiedades del acero. Sin embargo, Roeder en [11] demostró que para un calentamiento en forma de V (ver Apartado 2.2.5.1) la expansión térmica continúa aumentando de una manera regular

hasta 870 °C para el acero al carbono A36, aunque para esta temperatura se hacen evidentes daños superficiales tales como picaduras.

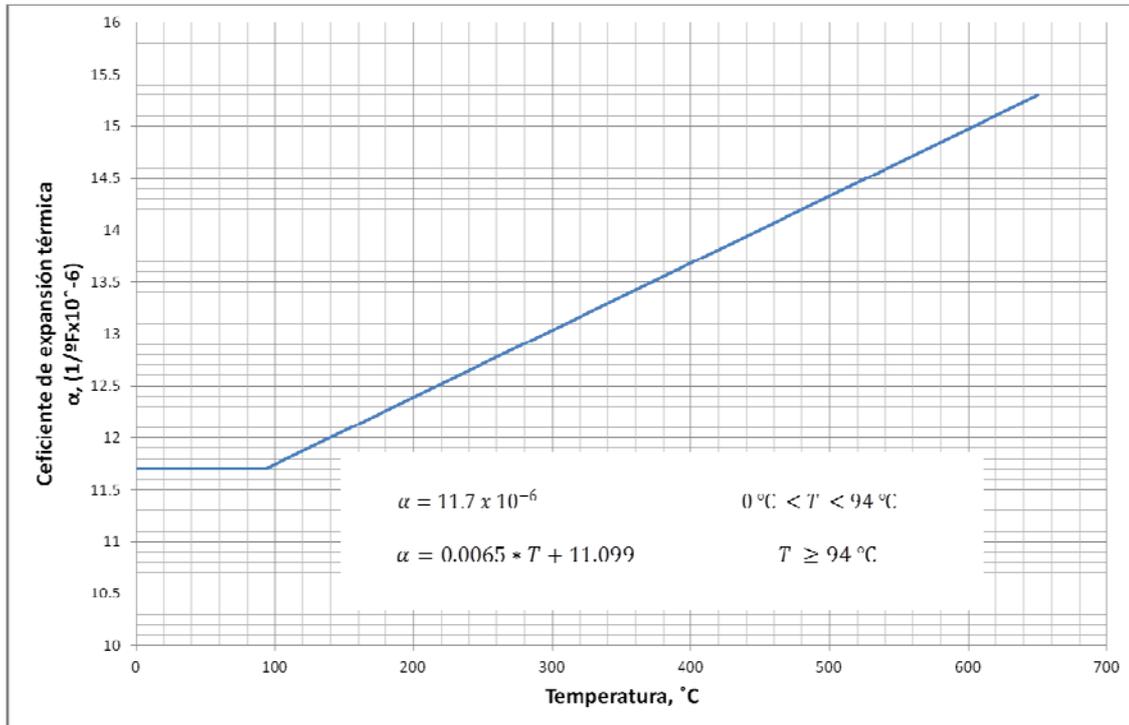


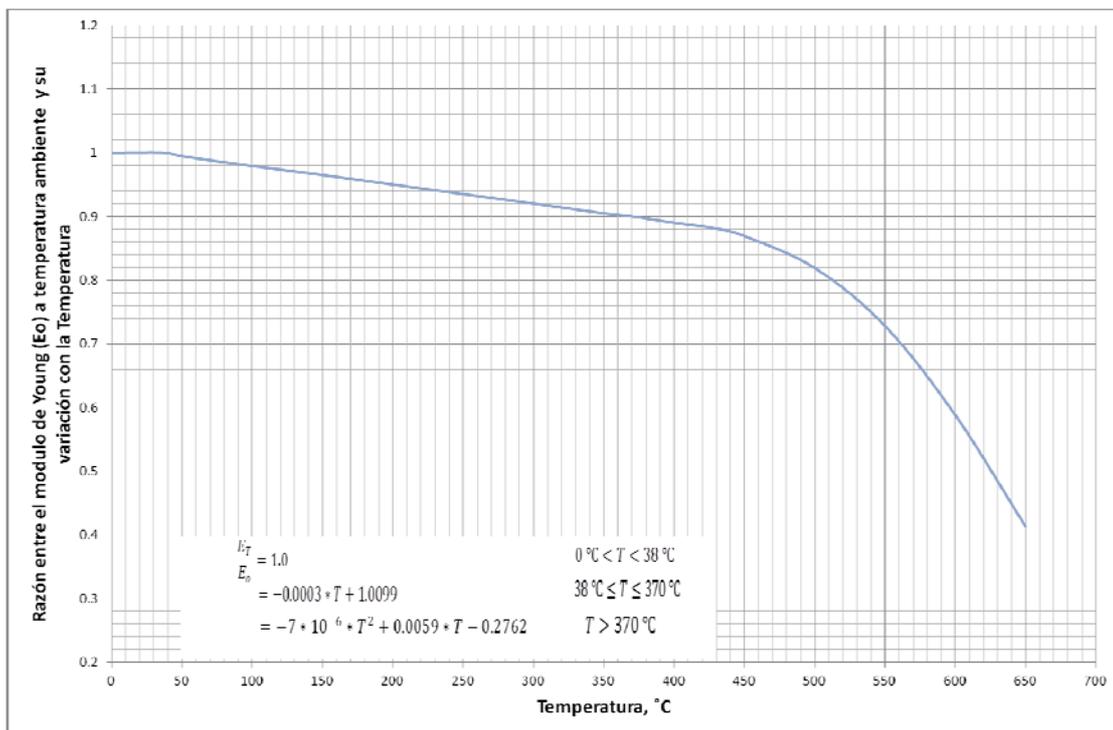
Figura 2.17 Evolución del coeficiente de dilatación térmica en función de la temperatura para un acero A36 [11]

### 2.3.2 Módulo de elasticidad

Como norma general se establecen las siguientes conclusiones para la variación del modulo de elasticidad en función de la temperatura.

- Entre 30 y 650 °C, el módulo de elasticidad disminuye al aumentar la temperatura.
- Cuando se alcanzan los 650 °C el módulo de elasticidad del acero, por norma general, se ve reducido en torno al 40% de su valor a temperatura ambiente lo que provocaría que el acero alcanzase deformaciones plásticas para tensiones mucho menores que a temperatura ambiente.

En la Figura 2.18 [8] se muestra la relación entre el módulo de elasticidad a una temperatura ambiente de 21 °C ( $E_0$ ) y el módulo elástico en función de la temperatura ( $E_T$ ); En ella se observa que hasta los 370 °C el modulo decrece de manera moderada y lineal con la temperatura hasta un 90% de su valor original. Cuando alcanza temperaturas superiores a los 370 °C el valor del modulo empieza a decrecer rápidamente siguiendo una ley potencial hasta alcanzar un valor a 650 °C que no supera el 40% de su valor a temperatura ambiente.



**Figura 2.18** Relación del módulo elástico a temperaturas elevadas con el módulo elástico a temperatura ambiente. [11]

El conocimiento de la variación del módulo de elasticidad en función de la temperatura es útil a la hora de planificar un enderezado por llama ya que permite conocer el comportamiento del acero para altas temperaturas y, por consiguiente, las fuerzas y patrones a aplicar para conseguir cierto grado de deformación. Sin embargo, es de vital importancia conocer el valor del módulo de elasticidad en el acero después de haberlo sometido a un proceso de enderezado por llama y tras el enfriamiento final; investigaciones como [9, 10] apuntan que el módulo de elasticidad no sufre cambios apreciables y recupera su valor original tras haberle aplicado el tratamiento de enderezado por llama.

2.3.3 Límite elástico

Dos aspectos son importantes en relación a la variación del límite elástico durante el proceso del enderezado por llama. En un primer momento el límite varía durante el proceso de calentamiento; en segundo lugar es preciso considerar el posible efecto que pueda tener el enderezado por llama en el acero de manera permanente una vez que este se ha enfriado totalmente. Ambos aspectos se deberían conocer antes de ejecutar un enderezado por llama correctamente.

Para analizar el primero de los aspectos mencionados se presenta la Figura 2.19, extraída de los datos aportados en [11], en la que se muestra la variación del límite elástico con la temperatura en un acero al carbono, donde T es la temperatura en grados Celsius, y  $S_{y0}$  es el límite elástico convencional a temperatura ambiente (21 °C).

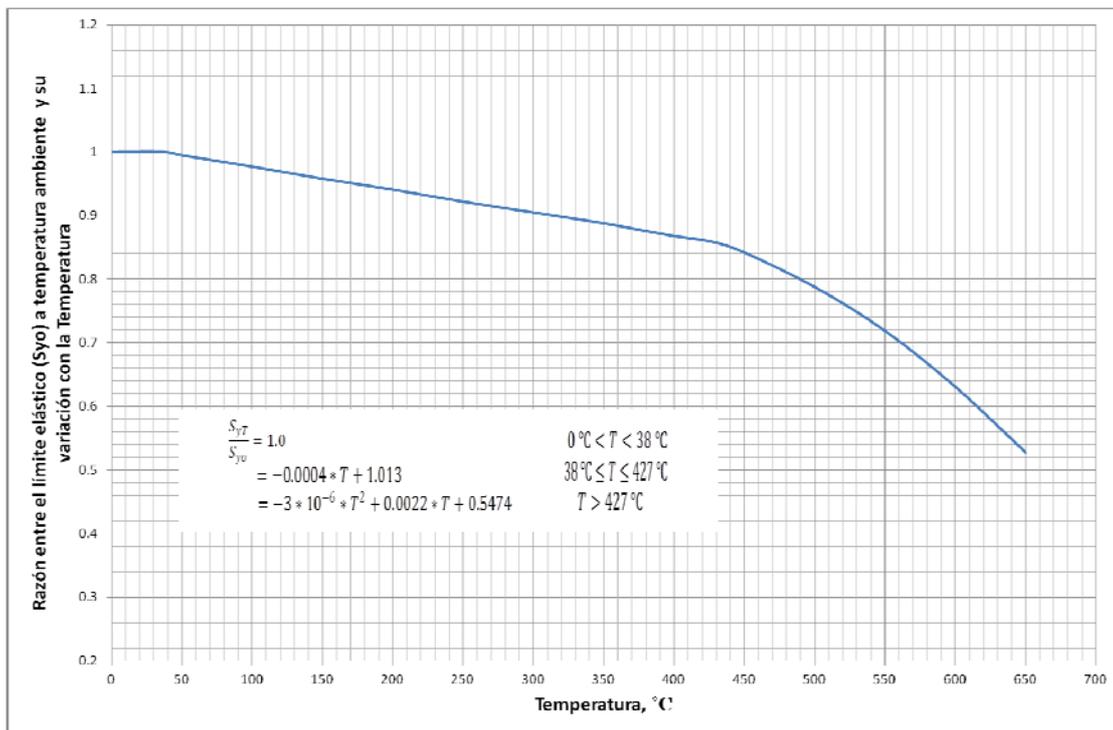


Figura 2.19 Relación del límite elástico a temperaturas elevadas con el límite elástico a temperatura ambiente. [8]

Se observa en la figura anterior que el límite elástico puede perder en torno a un 50% de su valor original cuando la temperatura alcanza el umbral de los 650 °C. Esta

característica tiene el efecto positivo de permitir que la deformación plástica se produzca a tensiones relativamente bajas durante el enderezado por llama. Sin embargo, puede producir un efecto negativo ya que la zona afectada está temporalmente debilitada. Hasta los 38 °C el valor del límite elástico se mantiene constante (relación de 1 entre  $S_{y0}$  y  $S_{yT}$ ). A partir de 38 °C el límite elástico empieza a disminuir de manera lenta y progresiva siguiendo una ley lineal hasta alcanzar los 427 °C. Una vez alcanzada esta temperatura comienza un descenso más acusado que sigue la ley potencial indicada en la misma Figura 2.19 y que lleva al límite elástico a perder un 50 % de su valor cuando se llegan a 650 °C.

Nuevamente los autores interrumpen sus estudios en los 650 °C debido al cambio de fase que sufre el acero, como ya se ha descrito con anterioridad.

Aparte del conocimiento de la evolución del límite elástico con el aumento de la temperatura, la literatura existente ha estudiado cómo influye la aplicación del método del enderezado por llama en el valor del límite elástico una vez ha pasado el tiempo necesario para que el acero haya enfriado por completo.

Este estudio tiene un interés capital para la aplicabilidad del método ya que, una vez acabado el enderezado por llama, debemos exigir al acero unas propiedades mínimas de funcionamiento en cuanto a resistencia se refiere. Numerosas publicaciones [12, 13, 14, 15] han investigado dicha influencia, midiendo el límite elástico del acero antes y después de someterlo al proceso de enderezado. A modo de resumen, en los resultados obtenidos en estas publicaciones para algunas muestras de acero al carbono (A7, A36 y ABS-B), que representan un total de más de 25 muestras de varios investigadores, el límite elástico aumenta un promedio de un 10% después del enderezado por llama. Seis muestras de acero de alta resistencia y de baja aleación (ABS-C y A441) mostraron un incremento del 2% en el límite de elasticidad, mientras que ocho muestras de aceros al carbono de alta resistencia tratadas térmicamente (A537-A y A537-B) mostraron un aumento medio del 7% en el límite elástico. El único acero que se recoge que haya mostrado una disminución del límite elástico fue el acero templado y revenido (NAXTRA-100, A514-F, Amco ATC, y A517-A), donde la disminución media de 12 muestras ensayadas fue del 6%.

Además de estos datos expuestos anteriormente, las muestras descritas se calentaron en varios ciclos con distintos periodos de tiempo y posteriormente se enfriaron al aire en algunos casos o se les aplicó un templado con niebla, y se sometieron a diversas cargas superpuestas y tensiones residuales. Ninguna de estas variables supuso un efecto significativo sobre el límite elástico, con la posible excepción del acero templado y revenido. En el caso de los aceros templados, se encontró que el límite elástico no variaba, en promedio, de su valor inicial, lo que les hace propicios para aplicarles este tratamiento.

Estos datos recopilados indican que los efectos a largo plazo del proceso de enderezado por llama sobre el límite elástico pueden asumirse como moderados o pequeños, dependiendo de los casos.

En la Figura 2.20 se presentan dos curvas que relacionan la evolución del módulo de elasticidad y del límite elástico en función de la temperatura (en términos relativos a sus valores a temperatura ambiente). Comparando ambas curvas se observa que el módulo de elasticidad empieza a disminuir más lentamente hasta los 370 °C, momento en el que cambia la ley y empieza a disminuir más rápidamente que el límite elástico hasta alcanzar ambos su mínimo a 650 °C. Este mínimo no es real puesto que solo se han estudiado estas evoluciones hasta esta temperatura por las razones descritas anteriormente.

#### **2.3.4 Tenacidad a fractura de elementos entallados (ensayos Charpy)**

El ensayo Charpy con entalla en V (Charpy V notch, CVN) se utiliza indirectamente como un procedimiento estimativo de la tenacidad de los aceros en estructuras susceptibles a la rotura frágil. Normalmente se realiza para un amplio rango de temperaturas, obteniéndose para cada temperatura la energía de rotura absorbida. Con los resultados se genera una curva de energía frente a temperatura que presenta forma de S en muchos aceros estructurales con una asíntota superior de absorción de energía constante, y una asíntota inferior. Estos límites se conocen como *upper shelf* y *lower shelf*, respectivamente.

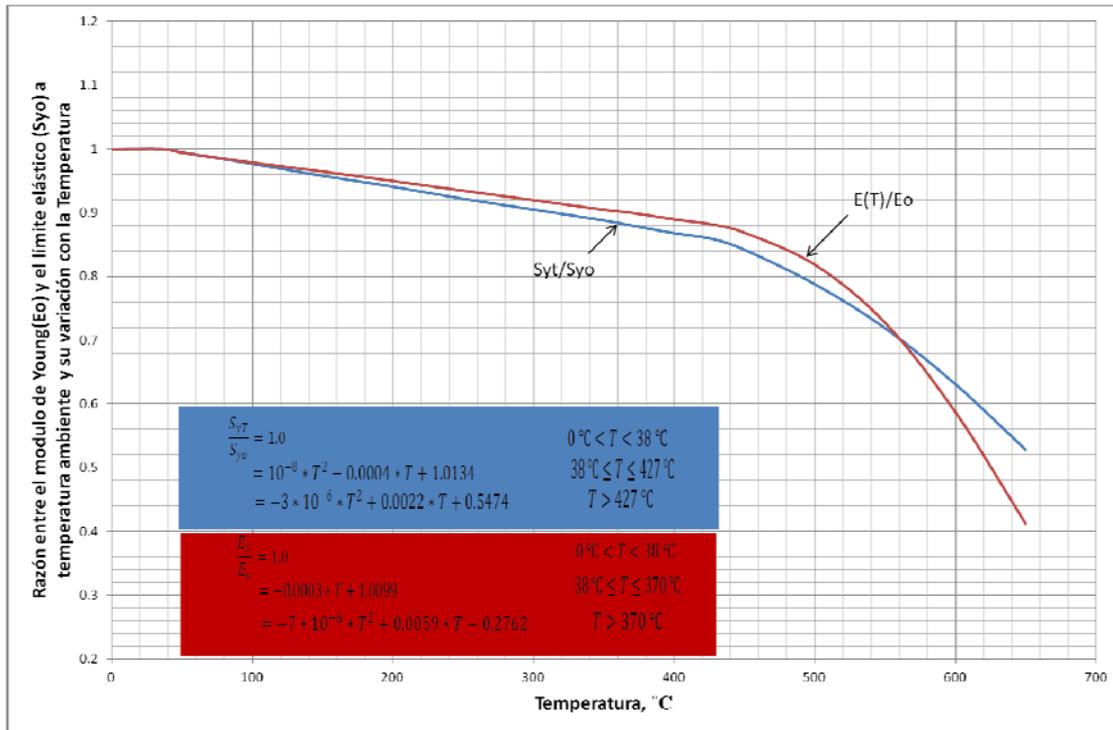


Figura 2.20 Evolución del módulo de elasticidad y del límite elástico en función de la temperatura.

Los resultados obtenidos en [13-15] para ensayos tipo CVN no revelaron ningún cambio significativo en la absorción de energía en la zona del *upper shelf* antes y después del proceso térmico para los grados de acero indicados en los apartados anteriores.

Se han determinado también en estos ensayos CVN diversas medidas que nos dan una indicación de la tenacidad a fractura del material:

- La energía absorbida durante el ensayo por una probeta a 20°C, T<sub>20</sub>.
- La diferencia entre la medida T<sub>50</sub> del acero en estado original y la medida T<sub>50</sub> después de haber completado un ciclo completo de enderezado por llama.

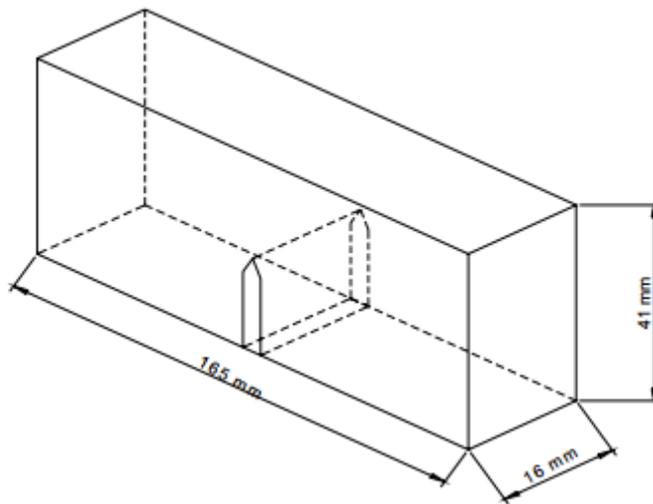
La Tabla 2.1 resume los resultados obtenidos en [15] para los diferentes aceros definidos en los apartados anteriores. Las diferencias positivas representan, en grados Celsius, una disminución de la tenacidad a fractura debido al enderezado, mientras que los números negativos, que representan variaciones de grados Celsius, representan un aumento en la tenacidad. En ella se pueden observar variaciones considerables dentro de

los mismos grados de acero. Los valores medios obtenidos indican que sólo el acero ABS-C ha experimentado una variación importante después de ser calentado, aumentando la  $T_{50}$  en 17 °C.

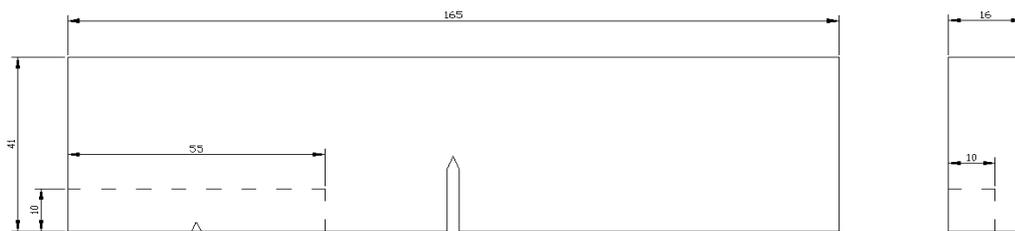
**Tabla 2.1** Resumen de los resultados expuestos en [12] de la tenacidad a fractura en ensayos CVN

Aceros	Limite elástico (MPa)	Resultados de los ensayos CVN. Diferencias entre $T_{50}$ original y $T_{50}$ después de aplicar el enderezado			
		Numero de muestras ensayadas	Máxima diferencia (°C)	Mínima diferencia (°C)	Media (°C)
ABS-B	276	11	25	-8	7
ABS-C	276	6	26	12	17
A441	345	6	20	-2	9
A537-A	345	10	2	-33	-16
A537-B	414	11	20	16	7
NAXTRA-100	690	13	10	-6	-4
A514-F	690	10	0	-7	-6
Amco QTC	690	4	-4	-9	-8

Otra medida de la tenacidad a fractura usualmente empleada en la literatura es la temperatura de transición de para la cual el porcentaje de fractura dúctil es el 50% de la sección transversal total. En los resultados presentados en [12-13] se utiliza este criterio en la evaluación de varios grados de acero que habían sido calentados (A441, A537-A, y el A517-A). Para la obtención de este parámetro (temperatura de transición de fractura) utilizaron el ensayo Pellini - Drop Weight Tear Test, DWTT, en lugar del clásico ensayo Charpy. Como se explica en [20] este ensayo aporta resultados que permiten evaluar indirectamente la tenacidad a fractura de los materiales, al igual que el ensayo Charpy, excepto que las dimensiones de las probetas son ostensiblemente mayores que las de la probeta Charpy, tal como se muestra en la Figura 2.21. En la Figura 2.22 se ve la comparación entre el tamaño de una muestra para un ensayo Charpy y una muestra DWTT.



**Figura 2.21** Probeta para el ensayo DWTT [20]



**Figura 2.22** Comparación entre una probeta para el ensayo DWTT y una probeta Charpy

La energía de impacto se mide de una manera semejante a la del ensayo Charpy, con la diferencia de que las probetas son golpeadas por masas en caída libre mucho mayores que en las probetas Charpy, ya que la energía necesaria para fracturar la probeta es mucho mayor, requiriendo una máquina de ensayos que pueda aportar la energía necesaria para fracturar la probeta. La tenacidad se cuantifica a través de la apariencia de la superficie de fractura y se evalúa el porcentaje de desgarramiento en la superficie de fractura pudiéndose obtener dicho parámetro.

Los cambios en la temperatura de transición de fractura para los aceros antes y después de ser calentados fueron muy moderados y de escasa relevancia para todos los casos excepto para el acero A517-A, donde se produjo un gran desplazamiento positivo de esta temperatura, lo que indica una mayor sensibilidad a fractura para estas muestras.

En [21] se recomienda evitar el uso del enderezado por llama en aquellos elementos susceptibles de experimentar roturas frágiles, aunque no se han presentado datos técnicos para respaldar concluyentemente esta recomendación. Los datos presentados en este estudio sugieren que esta restricción es demasiado conservadora quizás con la única excepción de los aceros de alta resistencia templados y revenidos.

### **2.3.5 Propiedades a fatiga**

Sólo se ha localizado en la literatura, [16], una serie de ensayos de fatiga para miembros sometidos a enderezado por llama, por lo que es difícil extraer un patrón de comportamiento generalizado. Los casos recogidos corresponden a tres barras de acero A7 que fueron acortadas mediante enderezado por llama; después se ensayaron en ciclos de fatiga de 500.000 y 1.000.000 de ciclos respectivamente. También se ensayaron probetas iguales que no habían sido sometidos al enderezado por llama y posteriormente se compararon los resultados.

De la comparación de ambos resultados se extrajo la conclusión de que la resistencia a fatiga no mostraba diferencias importantes después de ser calentada y por lo tanto, a pesar de que los datos son escasos, no hay indicios de que el acero tenga una peor respuesta a la fatiga después de ser sometido al enderezado por llama.

### **2.3.6 Dureza**

Algunos investigadores, [13], sostienen que la medida de las durezas puede ser un indicador adecuado de la variación de las propiedades del material después de ser sometido al enderezado por llama, más sensible incluso que por ejemplo el ensayo de tracción ya que el ensayo se realiza sobre un área muy pequeña, mucho más pequeña que en cualquier otro ensayo, y, por lo tanto, mucho más homogénea. Con esta consideración se exponen en [13] resultados de ensayos de durezas Rockwell A sobre ejemplares sometidos a enderezado por llama. Un resumen de los resultados de estos ensayos se puede encontrar en la Tabla 2.2; en ella se observa que las diferencias en los resultados de dureza Rockwell A difieren para cada tipo de material siendo, por norma general, un poco más bajos en el material después de haber sido calentado.

**Tabla 2.2** Resultados de durezas Rockwell en distintos aceros [13]

Acero	Temperatura máxima durante tratamiento °C	Dureza Rockwell (Ra)	
		Tratado por enderezado por llama	material en origen
A517	538	53.3	62.5
	620	57	
	700	54.7	
	730	56.6	
A537	620	41.1	45
	650	41.9	
	730	46.1	
A441	620	46.2	53
	650	42.8	
	730	47.1	
ABS-B	620	xxx	46.5
	650	38.3	
	730	45.9	

De igual manera, en el trabajo presentado en [22] también se han llevado a cabo pruebas de dureza Rockwell A con resultados similares. Ambas investigaciones concluyen que los valores de dureza no cambian apreciablemente antes y después del enderezado por llama en los aceros A441, A537-A, A517-A y ABS-B.

## 2.4 Resumen

Este capítulo recoge una visión pormenorizada del estado del conocimiento actual sobre el proceso de enderezado por llama. Se ha analizado el proceso a fondo, revisando el mayor número posible de referencias bibliográficas, recopilando la información disponible hasta la fecha. Se han descrito los modos de fallo así como los posibles patrones que se emplean para su restauración y se ha proporcionado una visión global, pero detallada, de los estudios realizados con anterioridad sobre el posible deterioro del acero al ser sometido al enderezado por llama.

El objetivo de este capítulo es el de facilitar al lector la comprensión de las disquisiciones que se presentan más adelante.



## *Capítulo 3                    Materiales y técnicas experimentales*

### *3.1            Introducción*

En este capítulo se describe con detalle la naturaleza y propiedades de los materiales investigados en esta tesis; además, se detallan las actuaciones experimentales llevadas a cabo sobre ellos, de acuerdo con el resumen de actividades y objetivos a satisfacer presentados en el Capítulo 1. A partir de la información inicial disponible sobre estos materiales se han desarrollado los métodos numéricos y analíticos que serán descritos en el Capítulo 4. La presentación y análisis pormenorizado de los resultados experimentales será expuesta en el Capítulo 5.

Desde el punto de vista experimental, el objetivo fundamental de este trabajo consiste en caracterizar el comportamiento de los cinco aceros estructurales objetos del estudio tras haber sido sometidos al método del enderezado por llama. Para ello se ha diseñado un completo programa de actuaciones que incluye la comparativa de cada clase de acero entre su estado original después de haber sido sometido a un tratamiento térmico de enderezado por llama.

Otro objetivo principal de este trabajo es el desarrollar y validar herramientas analíticas y numéricas que permitan predecir las consecuencias de la aplicación de un tratamiento de enderezado por llama sobre la geometría del componente y sobre su estado de tensiones residuales, sin necesidad de aplicar dicho tratamiento. Para tal fin se han llevado a cabo una serie de ensayos consistentes en la aplicación de diversos patrones de calentamiento sobre componentes de diferente geometría, bajo condiciones muy controladas, con el propósito de identificar los parámetros que regulan el proceso de deformación durante la aplicación del enderezado por llama.

Para estos dos objetivos principales se han dispuesto de dos grupos de aceros que se especifican en el siguiente apartado.

### **3.2 Materiales**

El método del enderezado por llama se aplica fundamentalmente en aceros de construcción; por este motivo, se han seleccionada para este trabajo una serie de cinco aceros estructurales de amplia difusión. Como es bien sabido, el acero es una aleación de hierro (Fe) y carbono (C), en la cual la cantidad máxima de carbono es inferior al 2.1% en peso. El acero también contiene, típicamente, otros elementos químicos como fósforo (P), azufre (S) y nitrógeno (N). Los aceros aleados contienen además, habitualmente, manganeso (Mn), silicio (Si), cromo (Cr), níquel (Ni) y molibdeno (Mo), etc., los cuales le confieren características específicas en cuanto a resistencia, soldabilidad, resiliencia o comportamiento frente a la corrosión, entre otras. El acero es, en general, un material dúctil, maleable, forjable y soldable.

El contenido de carbono tiene un efecto fundamental en las propiedades del acero. Como regla general, a medida que crece el contenido de carbono, aumenta la dureza y la resistencia del acero, pero también aumenta su fragilidad y disminuye la ductilidad. Además, la presencia de carbono reduce su soldabilidad.

Una primera clasificación sobre los tipos de acero existentes se basa en su contenido de carbono y otros elementos aleantes; en este sentido pueden distinguirse las siguientes familias:

- **Acero no aleado:** el contenido de carbono es inferior al 0.2%.
- **Acero de baja aleación:** contiene carbono en cantidad superior al 0.2% y una cantidad total de otros elementos no superior al 5%.
- **Acero de alta aleación:** contiene una cantidad total de otros elementos superior al 5%. Dentro de este amplio grupo se encuentran los aceros inoxidable, que contienen un mínimo del 10.5% de cromo y un máximo del 1.2% de carbono.

3.2.1 Designación de los aceros

Antes de entrar a detallar las características de cada uno de los materiales seleccionados conviene realizar un pequeño repaso que aclare la nomenclatura que se emplea actualmente en el ámbito de los aceros.

La Norma [23] establece las reglas para la designación simbólica de los aceros mediante símbolos numéricos y letras que expresan ciertas características básicas, por ejemplo, mecánicas, químicas, físicas o relativas al tipo de aplicación para la que están indicados. La designación abreviada de los aceros se compone de una letra que designa la aplicación para la que está destinada el acero seguido de un número, identificativo del límite elástico del material. Adicionalmente se pueden encontrar, seguidas del número, más letras que designen propiedades particulares de cada acero.

En la Tabla 3.1 se detallan los distintos grupos de aceros existentes recogidos en las normas [23] y [24]; cada grupo está representado por una primera letra que determina su uso como se ha expuesto anteriormente.

Tabla 3.1 Tipos de aceros recogidos por la norma europea EN 10025-10027 [23]

"G"	Fundiciones de acero
"S"	Aceros Estructurales
"P"	Aceros para vasijas a presión
"L"	Aceros para Tuberías
"E"	Aceros ingenieriles
"B"	Aceros para hormigones reforzados
"Y"	Aceros para hormigones pretensados
"R"	Aceros para o con la forma de railes
"H"	Aceros para laminado en frío de alto límite elástico para conformado en frío
"M"	Aceros electricos

De todos estos aceros nombrados se han estudiado en esta tesis los aceros estructurales que, como se muestra en la Tabla 3.1, se designan con una “S” seguida de un número que indica el valor mínimo especificado del límite elástico en MPa, para el menor espesor disponible; posteriormente se añaden letras en función de que posean características especiales. A modo de resumen se recoge en la Figura 3.1 un esquema

explicativo relativo a la designación de un acero estructural cualquiera; además se incluyen las diferentes siglas que se pueden encontrar en la norma [24].

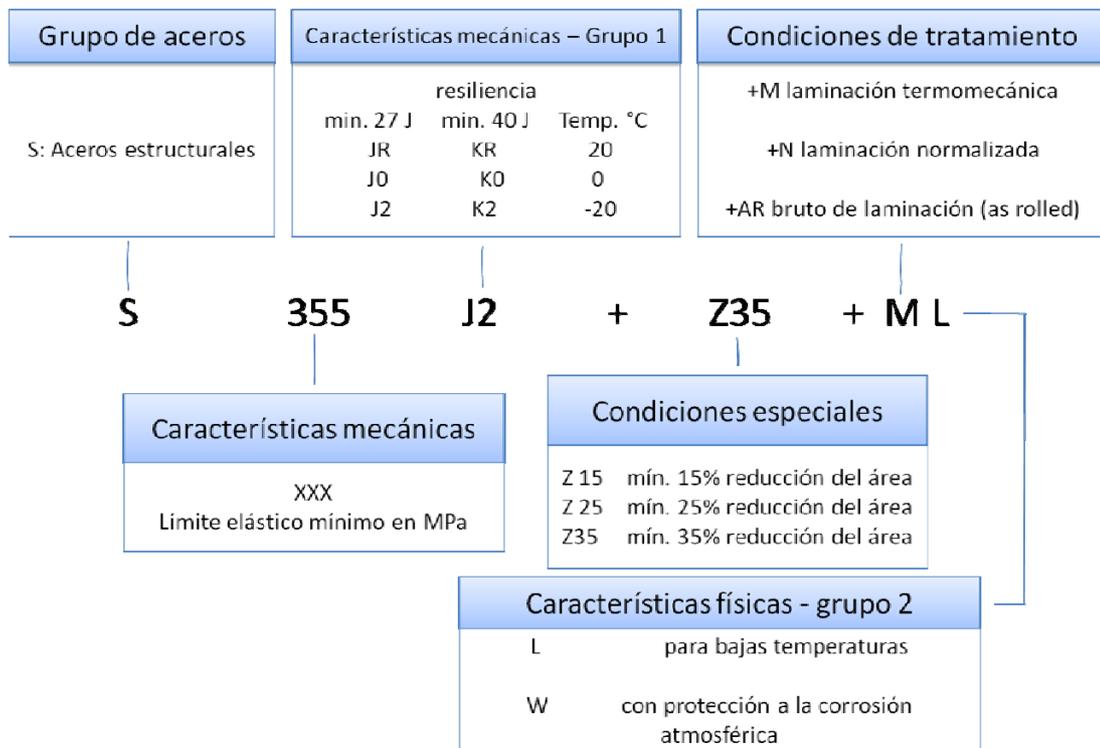


Figura 3.1 Nomenclatura según [24] para aceros

En la Tabla 3.2 se incluyen todos los símbolos adicionales recogidos en [24] para los aceros estructurales clasificados en dos grupos; estos símbolos adicionales delimitan aceros según propiedades físicas y de fabricación particulares.

El grupo 1 hace referencia a las características mecánicas de resiliencia mediante una serie de denominaciones que van desde JR a J6 dependiendo de la temperatura mínima a la que deben de ser capaces de absorber las energías de referencia en el ensayo de impacto Charpy.

En el grupo 2 se encuentran definidas las características de fabricación que puedan tener los distintos aceros así como propiedades físicas adicionales.

Los aceros convencionalmente empleados en construcción se corresponden con los siguientes grados:

- Grado JR: aplicación en construcción ordinaria.

- Grado J0: aplicación en construcción con altas exigencias de soldabilidad.
- Grado J2: aplicación en construcción con especiales exigencias de resistencia, resiliencia y soldabilidad.

Como se ha indicado anteriormente, este trabajo se ha concentrado en el estudio de una serie de aceros estructurales; por este motivo, el Apartado 3.2.2, que se ofrece seguidamente, profundiza con más detalle en las propiedades de los mismos.

**Tabla 3.2** Símbolos adicionales utilizados en los aceros estructurales [24]

Símbolos adicionales para los aceros estructurales					
Grupo 1				Grupo 2	
27J	40J	60J	QC	C= Conformado especial en frío D= Galvanización en caliente E= Esmaltado F= Forjado H= Perfil hueco L= Baja temperatura M= Laminación termomecánica N= Normalizado o laminado de normalización P= Tablestacas Q= Templado y revenido S= Construcción naval T= Tubos W= Resistentes a la corrosión atmosférica A= Endurecimiento por precipitación M= Laminación termomecánica N= Normalizado o laminado de normalización Q= Templado y revenido G= Otras características	
JR	KR	LR	20		
J0	K0	L0	0		
J2	K2	L2	-20		
J3	K3	L3	-30		
J4	K4	L4	-40		
J5	K5	L5	-50		
J6	K6	L6	-60		
					Nota: los símbolos A, M, N y Q se aplican a los aceros de grano fino

**3.2.2 Aceros estructurales**

En el diseño de una estructura realizada en acero se debe tener en consideración un amplio número de variables, entre las que se encuentran las solicitaciones que va a soportar o las condiciones ambientales en las que va a trabajar (como la temperatura o la agresividad del ambiente). A fin de satisfacer las potenciales necesidades de los constructores, la industria ha desarrollado un amplio abanico de posibilidades. Para este trabajo se ha seleccionado un conjunto constituido por cinco aceros estructurales

suficientemente representativo de los distintos usos y calidades de aceros que se manejan en construcción.

Los aceros estructurales para construcción quedan regulados por las distintas Euronormas EN y, de acuerdo con ellas, se clasifican en atención al proceso de fabricación de los mismos del siguiente modo:

- Productos de acero laminados en caliente, definidos en [27].
- Productos huecos para la construcción, acabados en caliente; normas [25] y [26].
- Perfiles abiertos para la construcción laminados en frío y perfilados; norma [30].
- Productos planos de acero recubiertos en continuo de materias orgánicas (prelacados); normas [28] y [29].

Dada la gran cantidad de aceros estructurales englobados en estos cuatro grupos, resulta impensable emprender una investigación exhaustiva sobre el enderezado por llama, máxime si se tiene en consideración que cada uno de los grupos incluye, a su vez, materiales muy diferentes en cuanto a composición química, propiedades físicas, etc. Por motivos de tiempo y economía, y ante la imposibilidad de extrapolar unos resultados de un acero perteneciente a un grupo a otros aceros de otros grupos, se decidió limitar el alcance del estudio a los aceros laminados en caliente. Posibles ampliaciones futuras a desarrollar a partir de la presente investigación versarían sobre el análisis de aceros perteneciente a los otros grupos.

El proceso de fabricación de estos aceros condiciona su naturaleza microestructural. Como su propio nombre indica, estos aceros son sometidos a una fase de laminado en caliente. Para ello es preciso elevar la temperatura del material, antes del comienzo del laminado propiamente dicho, hasta 1200-1300 °C, valores éstos próximos a los de fusión (aproximadamente alrededor de 1375 °C, bien es cierto que el punto de fusión del acero depende del tipo de aleación y de la presencia de elementos aleantes). Una vez alcanzada la temperatura necesaria, se hace pasar al acero por una serie de rodillos de laminación, de manera paulatina, conforman el material hasta alcanza el acabado final con la forma adecuada.

Dentro del grupo de aceros laminados en caliente la norma [30] considera diferentes subgrupos con características específicas; en esta tesis doctoral, se han seleccionado materiales procedentes de los siguientes tres subgrupos:

- Aceros estructurales no aleados.
- Aceros soldables y de grano fino con laminación termomecánica.
- Aceros estructurales de alto límite elástico, templados y revenidos.

Las características fundamentales de estos tres subgrupos y la descripción de los aceros seleccionados en este trabajo se recogen en los apartados siguientes.

### **3.2.2.1 Aceros estructurales no aleados**

De acuerdo con la norma [36], los productos laminados en caliente no aleados son empleados para construcciones metálicas en general. Se trata de los aceros de uso más extendido en edificación y obras públicas en general. La norma distingue cuatro aceros designados como S235, S275, S355 y S450. Además, considera los siguientes grados: JR, J0, J2 (subgrados J2G3 y J2G4) y K2 (subgrados K2G3 y K2G4). Todos estos materiales son soldables, siendo la aptitud al soldeo creciente desde el grado JR al K2.

En la Tabla 3.3 se enumeran los diferentes aceros no aleados laminados en caliente que actualmente se contemplan en [36] y se ofrecen los valores máximos de C, Mn, P, S, N, Cu y otros compuestos aleantes.

A su vez, cada acero debe poseer unas propiedades mecánicas mínimas que el fabricante debe garantizar a la hora de suministrar un determinado grado. Las características mecánicas mínimas para los distintos grados de aceros no aleados laminados en caliente de acuerdo con la norma [27] se muestran en la Tabla 3.4 (límite elástico y resistencia a tracción) y en la Tabla 3.5 (alargamiento en rotura).

Tabla 3.3 Clases de aceros laminados en caliente no aleados [23]

Designación	% C máx para un espesor nominal del producto en mm			Mn % max	Si % max	P % max	S % max	N % max	Cu % max	Otros % max
	≤16	>16; ≤40	>40							
	4	4	5							
S 235 JR	0,17	0,17	0,20	1,40	-	0,035	0,035	0,012	0,55	-
S 235 JO	0,17	0,17	0,17	1,40	-	0,030	0,030	0,012	0,55	-
S 235 J2	0,17	0,17	0,17	1,40	-	0,025	0,025	-	0,55	-
S 275 JR	0,21	0,21	0,22	1,50	-	0,035	0,035	0,012	0,55	-
S 275 JO	0,18	0,18	0,18	1,50	-	0,030	0,030	0,012	0,55	-
S 275 J2	0,18	0,18	0,18	1,50	-	0,025	0,025	-	0,55	-
S 355 JR	0,24	0,24	0,24	1,60	0,55	0,035	0,035	0,012	0,55	-
S 355 JO	0,20	0,20	0,22	1,60	0,55	0,030	0,030	0,012	0,55	-
S 355 J2	0,20	0,20	0,22	1,60	0,55	0,025	0,025	-	0,55	-
S 355 K2	0,20	0,20	0,22	1,60	0,55	0,025	0,025	-	0,55	-
S 450 JO	0,20	0,20	0,22	1,70	0,55	0,030	0,030	0,025	0,55	1)

1) El acero puede contener como máximo un 0,05% de Nb, 0,13% max. de V y 0,05% max. de Ti

Tabla 3.4 Características mecánicas de los aceros no aleados laminados en caliente a temperatura ambiente según [23]

Designación según		Límite elástico, mínimo, R <sub>eH</sub> <sup>a</sup> , en MPa <sup>b</sup>									Resistencia a tracción R <sub>m</sub> <sup>a</sup> , en MPa <sup>b</sup>				
		Espesor nominal, en milímetros									Espesor nominal en milímetros				
		UNE EN 10027-1 y CR 10260	UNE EN 10027-2	≤ 16	> 16 ≤ 40	> 40 ≤ 63	> 63 ≤ 80	> 80 ≤ 100	> 100 ≤ 150	> 150 ≤ 200	> 200 ≤ 250	> 250 ≤ 400 <sup>c</sup>	≤ 3	> 3 ≤ 100	> 100 ≤ 150
S 235 JR	1.0038	235	225	215	215	215	195	185	175	-	360 a 510	360 a 510	350 a 500	340 a 490	-
S 235 JO	1.0114	235	225	215	215	215	195	185	175	-	360 a 510	360 a 510	350 a 500	340 a 490	-
S 235 J2	1.0117	235	225	215	215	215	195	185	175	165	360 a 510	360 a 510	350 a 500	340 a 490	330 a 480
S 275 JR	1.0044	275	265	255	245	235	225	215	205	-	430 a 580	410 a 560	400 a 540	380 a 540	-
S 275 JO	1.0143	275	265	255	245	235	225	215	205	-	430 a 580	410 a 560	400 a 540	380 a 540	-
S 275 J2	1.0145	275	265	255	245	235	225	215	205	195	430 a 580	410 a 560	400 a 540	380 a 540	380 a 540
S 355 JR	1.0045	355	345	335	325	315	295	285	275	-	510 a 680	470 a 630	450 a 600	450 a 600	-
S 355 JO	1.0553	355	345	335	325	315	295	285	275	-	510 a 680	470 a 630	450 a 600	450 a 600	-
S 355 J2	1.0577	355	345	335	325	315	295	285	275	265	510 a 680	470 a 630	450 a 600	450 a 600	450 a 600
S 355 K2	1.0596	355	345	335	325	315	295	285	275	265	510 a 680	470 a 630	450 a 600	450 a 600	450 a 600
S 450 JO <sup>d</sup>	1.0590	450	430	410	390	380	380	-	-	-	-	550 a 720	530 a 700	-	-

a Para chapas, bandas y planos de anchura > 600 mm, los valores se aplican a la dirección transversal "t". Para los demás productos los valores se aplican a la dirección paralela "l" a la de laminación.

b 1 MPa = 1 N/mm<sup>2</sup>

c Los valores son aplicables a los productos planos.

d Aplicable a productos largos solamente

Dos de los grados de esta familia de aceros han sido seleccionados para su estudio, concretamente, el S235 JR y el S355 J2. Adicionalmente se ha empleado en algún caso más adelante detallado el acero S235JO, que representa una variante del acero S235JR para su uso a temperaturas más bajas.

Tabla 3.5 Propiedades mecánicas a temperatura ambiente según [23]

Designación según UNE EN 10027-1 y CR 10260		UNE EN 10027-2	Posición de las probetas en el ensayo <sup>a</sup>	Porcentaje mínimo de alargamiento tras la factura % <sup>a</sup>										
				L <sub>0</sub> = 80 mm Espesor nominal en mm					L <sub>0</sub> = 5,65√S <sub>0</sub> Espesor nominal en mm					
				≤ 1,0	> 1,0 ≤ 1,5	> 1,5 ≤ 2,0	> 2,0 ≤ 2,5	> 2,5 ≤ 3,0	> 3,0 ≤ 40	> 40 ≤ 63	> 63 ≤ 100	> 100 ≤ 150	> 150 ≤ 250	> 250 <sup>c</sup> ≤ 400 sólo para los grados J2 y K2
S 235 JR S 235 JO S 235 J2	1.0038 1.0114 1.0117	l t	17 15	18 16	19 17	20 18	21 19	26 24	25 23	24 22	22 22	21 21	- 21 (l y t)	
S 275 JR S 275 JO S 275 J2	1.0044 1.0143 1.0145	l t	15 13	16 14	17 15	18 16	19 17	23 21	22 20	21 19	19 19	18 18	- 18 (l y t)	
S 355 JR S 355 JO S 355 J2 S 355 K2	1.0045 1.0553 1.0577 1.0596	l t	14 12	15 13	16 14	17 15	18 16	22 20	21 19	20 18	18 18	17 17	- 17 (l y t) 17 (l y t)	
S 450 J0 <sup>d</sup>	1.0590	l	-	-	-	-	-	17	17	17	17	-	-	

- a Para chapas, bandas y planos de anchura > 600 mm, los valores se aplican a la dirección transversal "t". Para los demás productos los valores se aplican a la dirección paralela "l" a la de laminación.
- b Los valores son aplicables a los productos planos.
- c Aplicable a productos largos solamente

### 3.2.2.2 Aceros soldables y de grano fino con laminación termomecánica

Este tipo de aceros pertenecen a la familia de aceros aleados descrita en el Apartado 3.2. En ellos no solo resultan importantes las propiedades de resistencia a tracción y tenacidad, sino también su buena soldabilidad obtenida a partir de un reducido nivel de carbono equivalente.

El proceso de laminado termomecánico comenzó su desarrollo en los años 70 para su aplicación en el campo de la construcción de tuberías, difundiéndose rápidamente su empleo en los campos de la industria naval y en la construcción de las plataformas de extracción "offshore". Mientras en la laminación convencional se obtienen las geometrías deseadas, en muchos productos las propiedades y microestructura se obtienen mediante un tratamiento térmico posterior (Figura 3.2). Mediante la laminación termomecánica se procura obtener una buena combinación de propiedades mecánicas en los productos directamente tras el conformado en caliente, sin necesidad de aplicar tratamientos térmicos posteriores. Su uso está estrechamente ligado a la utilización de elementos microaleantes, como niobio, titanio y vanadio, utilizados para facilitar el proceso de acondicionamiento de la austenita, bajar las temperaturas de transformación y proveer endurecimiento por precipitación de la ferrita [31].

La aplicación de tratamientos termomecánicos tiene como objeto la obtención de estructuras de ferrita uniformes, de tamaño de grano fino, directamente tras el proceso de laminación; esto conlleva la obtención de límites elásticos elevados y altas tenacidades. Los tratamientos pueden ser supercríticos (por encima de la temperatura A3, límite de la región austenítica para aceros de bajo contenido de carbono), con o sin recristalización, o intercríticos, entre A3 y A1, temperatura eutectoide que marca el mínimo al que se puede encontrar austenita.

Con la aplicación de los tratamientos termomecánicos se persiguen tres objetivos principales [32]:

- Acondicionar la austenita, evitando el crecimiento de grano durante el precalentamiento y tras la recristalización entre pasadas, o impidiendo la recristalización tras la deformación.
- Controlar la transformación austenita/ferrita, incrementando en la medida de lo posible los lugares de nucleación para la ferrita.
- Endurecer el acero por medio de la precipitación en ferrita de carbonitruros finos.

En la deformación a temperaturas elevadas, en el desbastador, se busca el afino de la austenita por recristalizaciones sucesivas, evitando el crecimiento de grano durante el precalentamiento y entre pasadas. Se trata de la laminación controlada de recristalización [33]. En la deformación en la región de no recristalización, cuando la temperatura a la que se produce la deformación es inferior a la temperatura de no recristalización, se busca la formación de granos alargados, con defectos en su interior (laminación controlada convencional).

La deformación en la región bifásica austenita-ferrita conduce a un aumento de la resistencia de la ferrita.

Finalmente, el enfriamiento acelerado durante la transformación aplicado en los tres casos mencionados, conduce a un mayor afino de la ferrita, y en el caso de deformación en la región bifásica, a la obtención de estructuras duales de ferrita y martensita por temple. En la Figura 3.3 se presenta, en función del tiempo y de la temperatura, un

esquema de los diferentes tipos de laminación controlada y las estructuras resultantes [32].

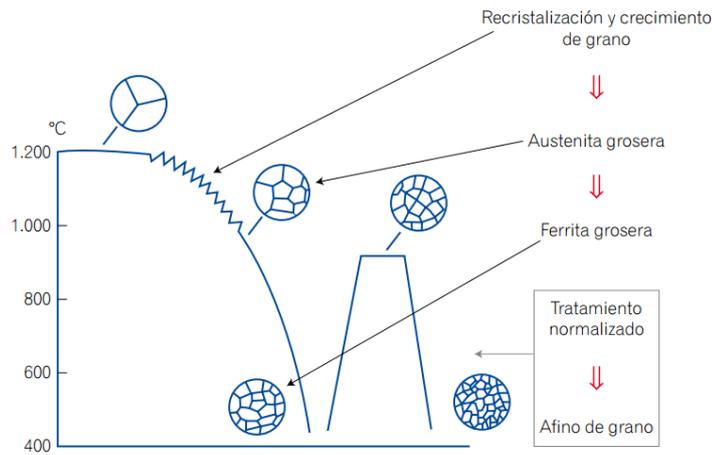


Figura 3.2 Esquema del proceso de laminación convencional [32]

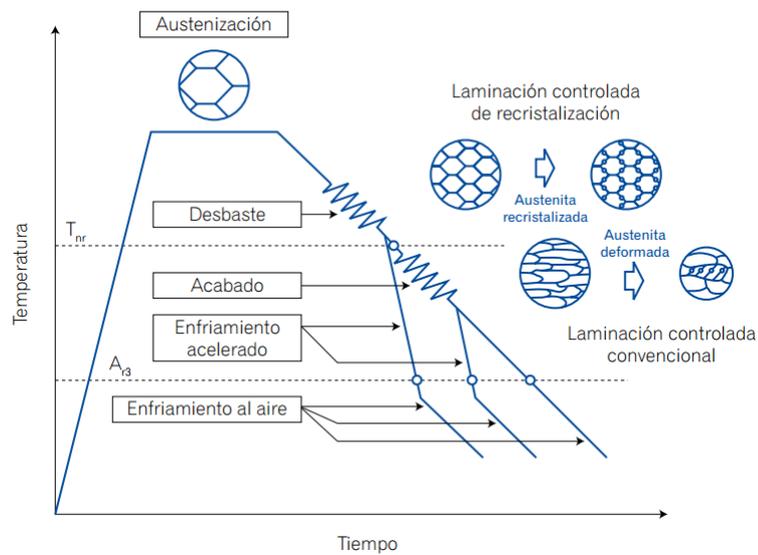


Figura 3.3 Esquema del proceso de laminación termomecánica [32]

La laminación termomecánica es un proceso en el que la deformación final se realiza en un intervalo determinado de temperatura que conduce a un estado del material cuyas características no se pueden obtener exclusivamente mediante un tratamiento térmico.

Los aceros de laminado termomecánico presentan mejor tenacidad a bajas temperaturas que los aceros laminados convencionales, gracias también a un menor contenido en

carbono equivalente. Su uso en construcción es prácticamente nulo pero su utilización en calderería está muy extendida.

Los grados, calidades y composición química de estos aceros y sus propiedades mecánicas se recogen en las siguientes tablas (composición química en la Tabla 3.6 y propiedades mecánica en la Tabla 3.7) extraídas de la Norma [23].

Tabla 3.6 Composición química de los distintos aceros laminados termomecánicamente [23]

Designación según		C % máx	Si % máx	Mn %	P % máx <sup>a</sup>	S % máx <sup>a, b</sup>	Nb % máx	V % máx	Al <sup>total</sup> % mín <sup>c</sup>	Ti % máx	Cr % máx	Ni % máx	Mo % máx	Cu % máx <sup>d</sup>	N % máx
UNE EN 10027-1 y CR 10260	UNE EN 10027-2														
S275M	1.8818	0,13 <sup>e</sup>	0,50	1,50	0,030	0,025	0,05	0,08	0,02	0,05	0,30	0,30	0,10	0,55	0,015
S275ML	1.8819				0,025	0,020									
S355M	1.8923	0,14 <sup>e</sup>	0,50	1,60	0,030	0,025	0,05	0,10	0,02	0,05	0,30	0,50	0,10	0,55	0,015
S355ML	1.8834				0,025	0,020									
S420M	1.8825	0,16 <sup>f</sup>	0,50	1,70	0,030	0,025	0,05	0,12	0,02	0,05	0,30	0,80	0,20	0,55	0,025
S420ML	1.8836				0,025	0,020									
S460M	1.8827	0,16 <sup>f</sup>	0,60	1,70	0,030	0,025	0,05	0,12	0,02	0,05	0,30	0,80	0,20	0,55	0,025
S460ML	1.8838				0,025	0,020									

- a Para productos largos, el contenido en P y S puede ser un 0,005% superior
- b Para aplicaciones ferroviarias, se puede acordar un contenido máximo de azufre de 0,010% en el pedido. Ver opción 32
- c Si existen suficientes elementos fijadores de nitrógeno, no se aplica la limitación del Al total.
- d Contenidos de Cu por encima de 0,40% pueden producir fragilidad durante el conformado en caliente.
- e Para los productos largos, se adoptará un contenido máximo de C de 0,15% en los aceros S 275 y del 0,16% en los aceros S 355.
- f Para los productos largos de los aceros S420 y S460 se adoptará un contenido máximo de C del 0,18%

Tabla 3.7 Propiedades mecánicas de los aceros laminados termomecánicamente [23]

Designación según		Límite elástico de cedencia R <sub>eH</sub> <sup>a</sup> en MPa <sup>b</sup>						Resistencia a la tracción R <sub>m</sub> <sup>a</sup> en MPa <sup>b</sup>					Porcentaje mínimo de alargamiento de rotura <sup>c</sup> % $L_0 = 5,65 \sqrt{S_0}$
UNE EN 10027-1 y CR 10260	UNE EN 10027-2	Para un espesor nominal de producto en mm						Para un espesor nominal de producto en mm					
		≤ 16	> 16 ≤ 40	> 40 ≤ 63	> 63 ≤ 80	> 80 ≤ 100	> 100 ≤ 120 <sup>d</sup>	≤ 40	> 40 ≤ 63	> 63 ≤ 80	> 80 ≤ 100	> 100 ≤ 120 <sup>d</sup>	
S275M	1.8818	275	265	255	245	245	240	370 - 530	360 - 520	350 - 510	350 - 510	350 - 510	24
S275ML	1.8819												
S355M	1.8823	355	345	335	325	325	320	470 - 630	450 - 610	440 - 600	440 - 600	430 - 590	22
S355ML	1.8834												
S420M	1.8825	420	400	390	380	370	365	520 - 680	500 - 660	480 - 640	470 - 630	460 - 620	19
S420ML	1.8836												
S460M	1.8827	460	440	430	410	400	385	540 - 720	530 - 710	510 - 690	500 - 680	490 - 660	17
S460ML	1.8838												

- a Para chapas, bandas y planos de anchura ≥ 600 mm, se utilizarán probetas transversales "t". Para cualquier otro producto los valores dados en la tabla se aplican a probetas longitudinales "l", del ensayo de tracción.
- b 1 Mpa = 1 N/mm<sup>2</sup>
- c Para espesores de producto < 3 mm, para los que se utilizarán probetas de longitud entre puntos L<sub>0</sub> = 80 mm, los valores del alargamiento deberán ser objeto de acuerdo al hacer el pedido.
- d Para productos largos, es aplicable hasta espesores de 150 mm inclusive.

Dentro de esta familia, el acero S460ML fue seleccionado en esta tesis para investigar su respuesta frente a la aplicación del tratamiento de enderezado por llama. Se trata de un acero termomecánico con características mecánicas superiores a las de los aceros

S235JR y S355J0 escogidos del grupo anterior y con buenas propiedades de soldabilidad; además está especialmente indicado para su uso a bajas temperaturas.

### **3.2.2.3 Aceros de alto límite elástico, templados y revenidos**

Estos aceros quedan descritos en la Norma [23] parte 6 (*Technical delivery conditions for flat products of high yield strength structural steels in the quenched and tempered condition*). Este documento distingue siete grados de aceros de alta resistencia, o alto límite elástico, templados y revenidos. Estos siete grados difieren en su límite elástico mínimo a temperatura ambiente, abarcando un rango que va desde los 460 MPa hasta los 960 MPa.

Como su denominación indica, todos ellos han sido sometidos a un tratamiento térmico de temple y revenido. Durante la fase de temple la temperatura del acero se eleva hasta 750 - 1300 °C, dependiendo de los casos. Posteriormente, tras el enfriamiento, el material es sometido a un revenido hasta temperaturas típicas de entre 200°C y 300°C con la finalidad de optimizar la tenacidad y reducir la fragilidad de las piezas, obteniéndose microestructuras mixtas de bainita y ferrita, típicas de este tipo de aceros. De esta forma, se consigue una combinación de elevadas propiedades mecánicas (límite elástico, resistencia a tracción, dureza) junto con buenas propiedades de ductilidad, tenacidad, resistencia al impacto, etc.

Los grados que contempla la norma [23] parte 6, así como sus propiedades relevantes se muestran en la Tabla 3.8 (composición química) y en la Tabla 3.9 (propiedades mecánicas).

Tabla 3.8 Composición química de los aceros de alto límite elástico, templados y revenidos, recogidos en [23]

Quality	C % max.	Si % max.	Mn % max.	P % max.	S % max.	N % max.	B % max.	Cr % max.	Cu % max.	Mo % max.	Nb % max. b	Ni % max.	Ti % max. b	V % max. b	Zr % max. b
S460Q S460QL S460QL1	0,20	0,80	1,70	0,025 0,020 0,020	0,015 0,010 0,010	0,015	0,005 0	1,50	0,50	0,70	0,06	2,0	0,05	0,12	0,15
S500Q S500QL S500QL1	0,20	0,80	1,70	0,025 0,020 0,020	0,015 0,010 0,010	0,015	0,005 0	1,50	0,50	0,70	0,06	2,0	0,05	0,12	0,15
S550Q S550QL S550QL1	0,20	0,80	1,70	0,025 0,020 0,020	0,015 0,010 0,010	0,015	0,005 0	1,50	0,50	0,70	0,06	2,0	0,05	0,12	0,15
S620Q S620QL S620QL1	0,20	0,80	1,70	0,025 0,020 0,020	0,015 0,010 0,010	0,015	0,005 0	1,50	0,50	0,70	0,06	2,0	0,05	0,12	0,15
S690Q S690QL S690QL1	0,20	0,80	1,70	0,025 0,020 0,020	0,015 0,010 0,010	0,015	0,005 0	1,50	0,50	0,70	0,06	2,0	0,05	0,12	0,15
S890Q S890QL S890QL1	0,20	0,80	1,70	0,025 0,020 0,020	0,015 0,010 0,010	0,015	0,005 0	1,50	0,50	0,70	0,06	2,0	0,05	0,12	0,15
S960Q S960QL	0,20	0,80	1,70	0,025 0,020	0,015 0,010	0,015	0,005 0	1,50	0,50	0,70	0,06	2,0	0,05	0,12	0,15

Tabla 3.9 Características mecánicas de los aceros de alto límite elástico, templados y revenidos, recogidas en [23]

Designación		Mínimo límite elástico $R_{eH}$ MPa Espesor nominal mm			Tensión de rotura $R_m$ MPa <sup>a</sup> Espesor nominal mm			Porcentaje mínimo de elongación tras rotura % $L_0 = 5,65 \sqrt{S_0}$
EN 10027-1	EN 10027-2	$\geq 3$ $\leq 50$	$> 50$ $\leq 100$	$> 100$ $\leq 150$	$\geq 3$ $\leq 50$	$> 50$ $\leq 100$	$> 100$ $\leq 150$	
CR 10260								
S460Q S460QL S460QL1	1.8908 1.8906 1.8916	460	440	400	550 to 720		500 to 670	17
S500Q S500QL S500QL1	1.8924 1.8909 1.8984	500	480	440	590 to 770		540 to 720	17
S550Q S550QL S550QL1	1.8904 1.8926 1.8986	550	530	490	640 to 820		590 to 770	16
S620Q S620QL S620QL1	1.8914 1.8927 1.8987	620	580	560	700 to 890		650 to 830	15
S690Q S690QL S690QL1	1.8931 1.8928 1.8988	690	650	630	770 to 940	760 to 930	710 to 900	14
S890Q S890QL S890QL1	1.8940 1.8983 1.8925	890	830	-	940 to 1 100	880 to 1 100	-	11
S960Q S960QL	1.8941 1.8933	960	--	-	980 to 1 150	-	-	10

Teniendo en cuenta las características de los materiales previamente seleccionados y a fin de completar el abanico de propiedades mecánicas, dos aceros fueron elegidos

dentro de esta familia para el estudio del enderezado por llama, concretamente los aceros S690QL y S890QL.

#### **3.2.2.4 Resumen de materiales seleccionados**

Cinco aceros estructurales laminados en caliente han sido seleccionados para los trabajos de investigación de la presente tesis doctoral. Estos pertenecen a los siguientes tres subgrupos:

- Aceros no aleados para construcciones metálicas en general: S235JR y S355J2.
- Aceros soldables y de grano fino de laminación termomecánica: S460ML.
- Aceros de alto límite elástico templados y revenidos: S690QL y S890QL.

Con esta selección se cubre un amplio abanico de propiedades mecánicas por cuanto el límite elástico varía entre los 235 MPa y los 890 MPa. Por otra parte, la selección incorpora distintas variantes en cuanto a la resiliencia del material dado que se contemplan los grados JR y J2 así como el ML, especialmente indicado para bajas temperaturas por su buen comportamiento frente al impacto.

### **3.3 Descripción del material disponible**

En los siguientes apartados se detalla el material disponible para esta investigación haciendo hincapié en las diferentes presentaciones (placas, perfiles, etc.) y en sus propiedades en estado de recepción. Teniendo en consideración los objetivos del trabajo, el cual comprende el análisis de las propiedades de los cinco aceros seleccionados antes y después de haber sido sometidos al proceso de enderezado por llama, es preciso distinguir dos tipos de muestras. Un primer grupo comprende el material en su estado original, sin haber recibido ningún tratamiento de enderezado por llama y, por lo tanto, ningún aporte adicional de calor: el material en este estado ha sido denominado “material sin calentar” o, en algún caso, “material en estado de recepción”. El segundo grupo de muestras, constituidas por elementos tratados mediante enderezado por llama quedan englobadas bajo la rúbrica de “material calentado”.

Los objetivos establecidos para esta tesis comprenden dos ámbitos bien diferenciados. Por un lado, se busca una caracterización comparativa de los materiales antes y después de ser tratados (a fin de identificar las posibles modificaciones experimentadas y, en su caso, los potenciales daños experimentados). Por otro lado, se aspira al desarrollo de modelos analíticos y numéricos predictivos del efecto deformacional del enderzado por llama (incluyendo la identificación de las tensiones residuales presentes en el material). Las muestras destinadas al primero de los objetivos quedan englobadas bajo el epígrafe de “**materiales para la caracterización de propiedades**” mientras que los materiales destinados al segundo objetivo expuesto serán denominados como “**materiales para el desarrollo de modelos**”. Ambos grupos de materiales se describen en los apartados siguientes.

Al objeto de obtener una visión global, el material para el desarrollo de modelos también ha sido empleado en la caracterización del acero constituyente antes y después de ser calentado; esta caracterización se ha denominado “caracterización adicional o complementaria” para así distinguirla de la efectuada sobre el material para la caracterización de propiedades. El esquema contenido en la Figura 3.4 resume las actividades descritas.

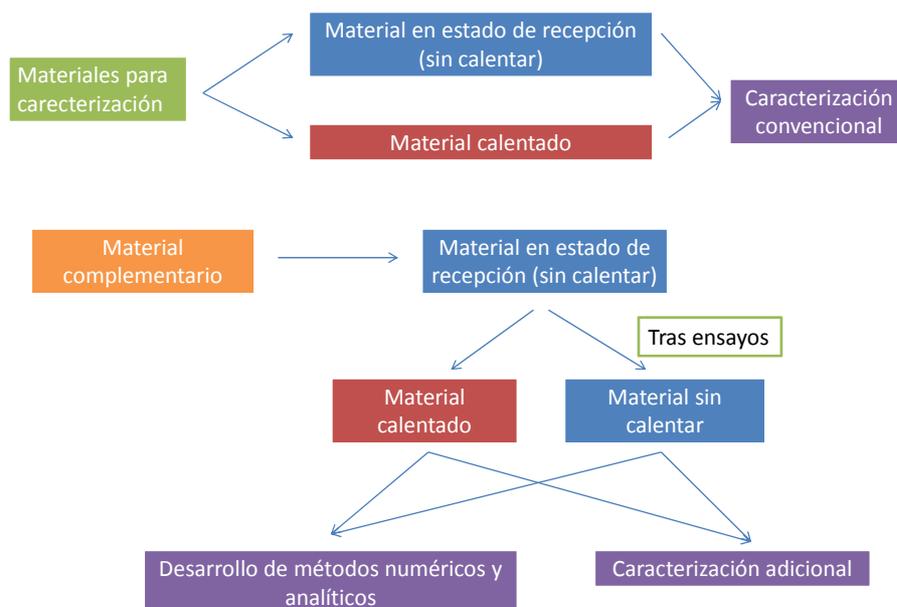


Figura 3.4 Resumen de los distintos grupos de materiales disponibles y sus usos

**3.3.1 Materiales para la caracterización de propiedades**

Se ha llevado a cabo una caracterización de los aceros tanto en su estado de recepción o “sin calentar” como en su estado “calentado”. La caracterización del acero sin calentar busca garantizar el cumplimiento de los requisitos (propiedades químicas y mecánicas) estipulados en la normativa [23]. Por su parte, la caracterización del acero calentado posibilita la comparación de propiedades antes y después de someter a cada material procedimiento del enderezado por llama.

**3.3.1.1 Material sin calentar**

El fabricante AGDH (Aktiengesellschaft der Dillinger Huttenwerke AG, Germany) suministró dos placas con diferente espesor de cada material (hasta un total de diez placas) con dimensiones geométricas de 20 x 250 x 250 mm<sup>3</sup> y 50 x 250 x 250 mm<sup>3</sup>, respectivamente, fabricadas mediante laminación. Estas dos placas fueron despiezadas con arreglo a los esquemas de la Figura 3.5 y la Figura 3.6, donde también se aprecia la dirección de laminado (todas las probetas fueron mecanizadas según esta dirección). Se obtuvieron, para cada una de las placas, un total de:

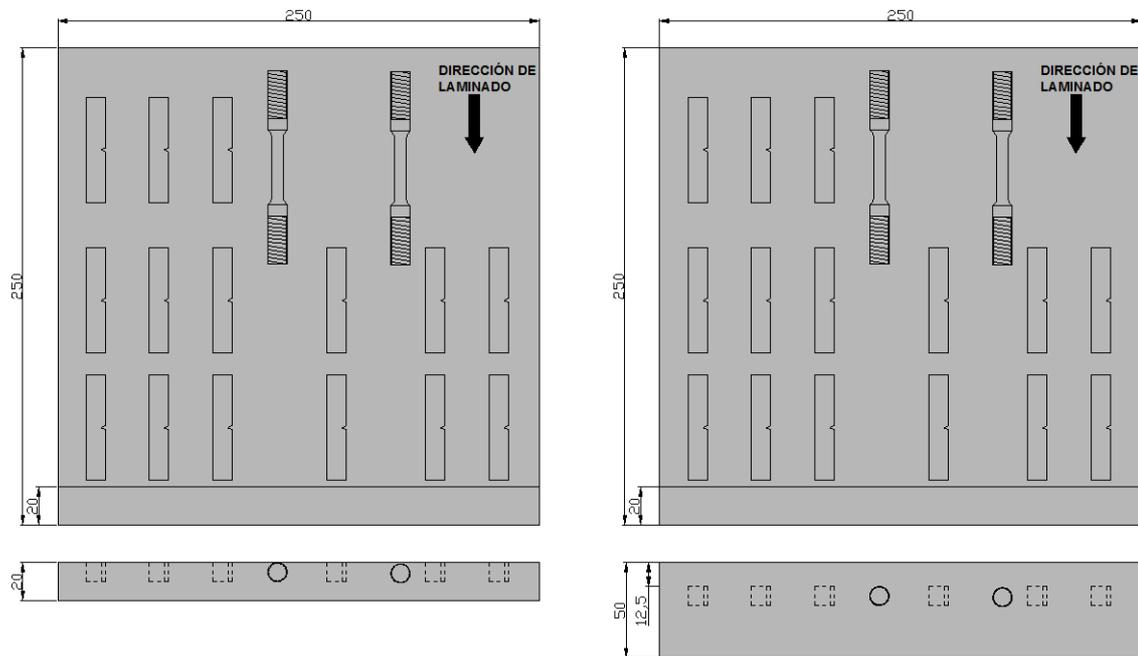
- 15 probetas Charpy V-notched (CVN) normalizadas de dimensiones 10 x 10 x 55 mm<sup>3</sup> con una entalla de 2 mm de profundidad de acuerdo con [34]. En el caso de la placa de 20 mm de espesor, las probetas fueron extraídas de la superficie mientras que en la placa de 50 mm, siguiendo las recomendaciones de las normas [34] y [35], las probetas fueron tomadas de una profundidad igual a ¼ del espesor (12.5 mm).
- 2 probetas de tracción normalizadas de diámetro 6 mm, longitud total de 101 mm y métrica M16, cumpliendo con lo estipulado en [35].
- Una tira de 20 mm de espesor comprendiendo toda la anchura de cada placa (250 mm).

Las probetas CVN fueron empleadas para caracterizar las propiedades de resiliencia de los aceros en función de la temperatura; sin embargo, dos de estas probetas del acero

S235JR fueron utilizadas en ensayos de caracterización de la tenacidad a fractura. Las probetas de tracción se destinaron a determinar las propiedades mecánicas de los aceros seleccionados. La tira de 20 mm de espesor se utilizó en la caracterización de las propiedades de dureza y para el análisis de la microestructura. Esta tira fue despiezada a su vez de acuerdo con el esquema de la Figura 3.7 a), obteniéndose pequeños cupones para su posterior análisis.

### 3.3.1.2 Material calentado

Así mismo Arcelor Mittal suministró dos placas de cada material, diez en total, de dimensiones  $B \times W \times L = 20 \times 500 \times 600 \text{ mm}^3$  y  $B \times W \times L = 50 \times 500 \times 600 \text{ mm}^3$ , a las que se les aplicó un calentamiento controlado mediante un soplete de gas oxiacetilénico, en sentido longitudinal coincidente con la dirección de laminación, a lo largo de una banda como se muestra en la Figura 3.8.



**Figura 3.5** a) Despiece de la chapa de acero S235JR de 20 mm de espesor suministrada por AGDH (Aktiengesellschaft der Dillinger Huttenwerke AG, Germany). b) Despiece de la chapa de acero S235JR de 50 mm de espesor suministrada por AGDH (Aktiengesellschaft der Dillinger Huttenwerke AG, Germany).

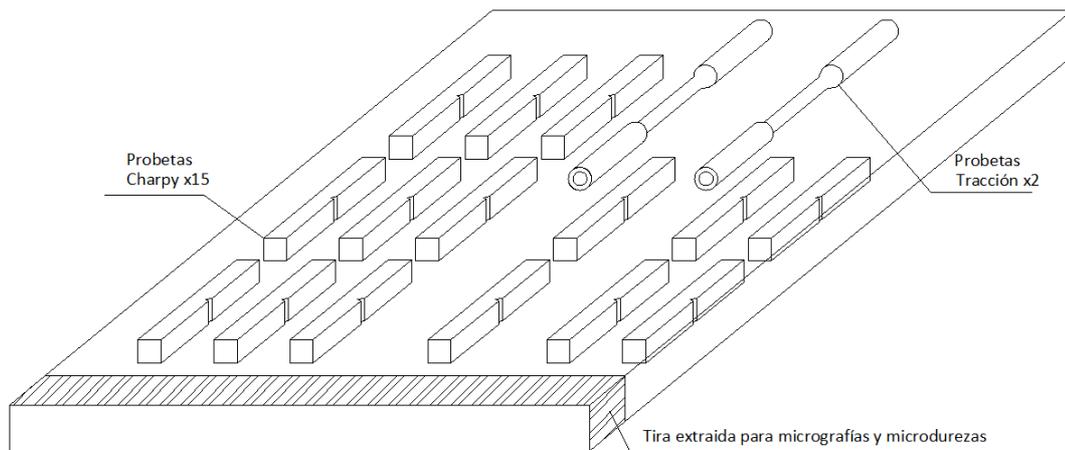


Figura 3.6 Croquis en tres dimensiones del despiece de una de las placas de acero

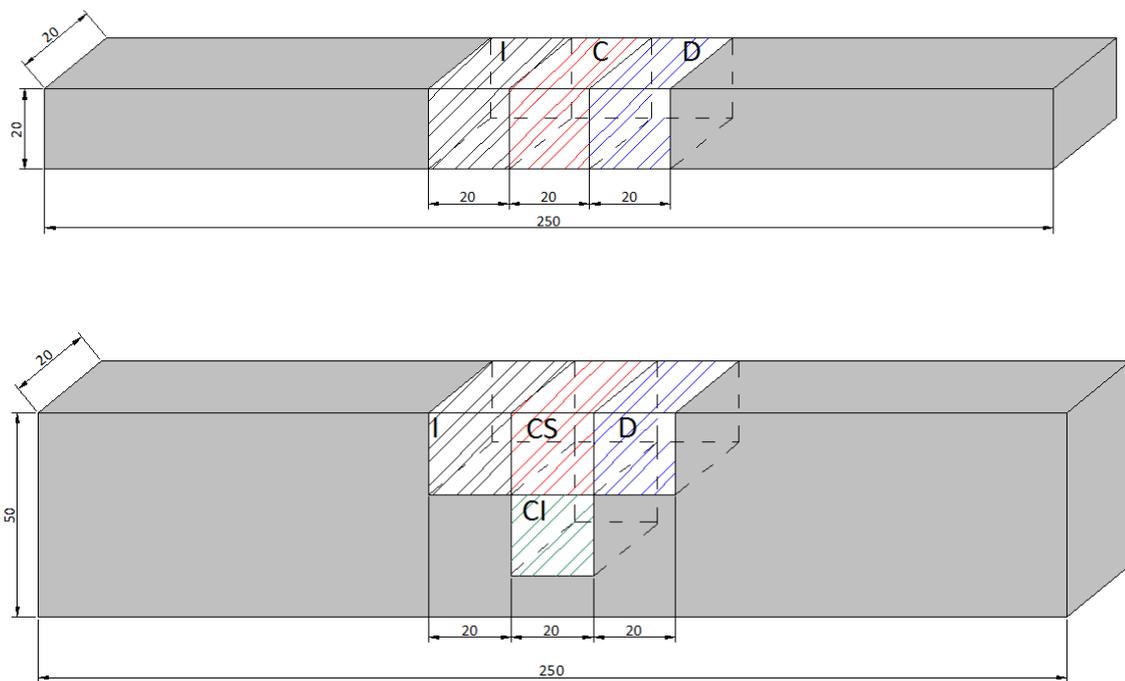
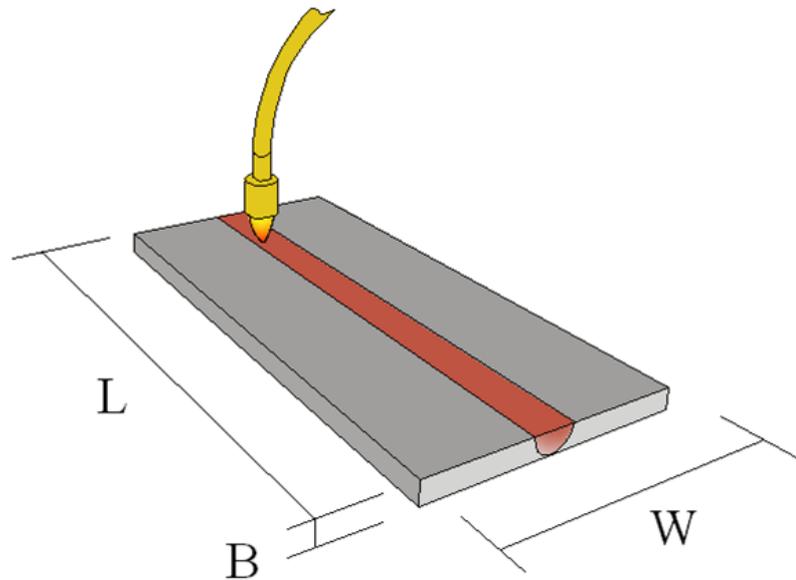


Figura 3.7 Despiece de las tiras obtenidas del despiece de las placas. a) 20 mm b) 50 mm



**Figura 3.8** Esquema del patrón de calentamiento aplicado a las placas simulando un procedimiento de enderezado por llama real

El propósito de este calentamiento fue el de simular en laboratorio, de la manera más fiel posible, un proceso real de enderezado por llama con un patrón de calentamiento senoidal sobre una dirección longitudinal (ver Apartado 2.2.5.5), controlando los parámetros de velocidad de movimiento de la antorcha ( $V_{cal}$ ) y de tiempo de exposición al calentamiento ( $t_{cal}$ ), así como el propio movimiento senoidal, que son en definitiva las variables de las que va a depender la temperatura alcanzada en el acero. El proceso de calentamiento de las placas estaba automatizado tal como se explica en el siguiente apartado.

### 3.3.1.3 Descripción del método de calentamiento de las placas

Para efectuar el calentamiento mediante llama de las placas en condiciones controladas, se utilizó un dispositivo robotizado (véase la Figura 3.9 a) para el guiado del soplete de acuerdo con una trayectoria prefijada. El dispositivo consta de:

- Una mesa de trabajo sobre la que se dispone la placa que será sometida al enderezado por llama. Ésta reposa, a su vez, en otra placa *ad hoc* que ha sido mecanizada de forma que la placa objeto del ensayo apoye exclusivamente en su contorno; de esta forma, la placa se puede deformar libremente y, además, sus movimientos pueden ser registrados.

- Un carro móvil que, restringido en sus movimientos por una guía lineal, únicamente puede desplazarse en dirección longitudinal.
- Un dispositivo oscilante adosado al carro móvil que proporciona desplazamientos transversales.
- Un soplete que suministra la llama que provoca el calentamiento de la placa.

El funcionamiento del dispositivo es como sigue: la placa se dispone en posición horizontal sobre la chapa de apoyo que, a su vez, reposa en la mesa de trabajo. La guía lineal situada en uno de los laterales permite el desplazamiento en sentido longitudinal (dirección de laminado de la placa) del carro móvil el cual, a su vez, incluye el dispositivo oscilante, que puede moverse en sentido transversal. El soplete se fija al dispositivo oscilante de forma que, a través de la superposición del movimiento longitudinal del carro móvil y del movimiento transversal del dispositivo oscilante, se consigue el movimiento senoidal pretendido del soplete, tal como se indica en la Figura 3.9 b.

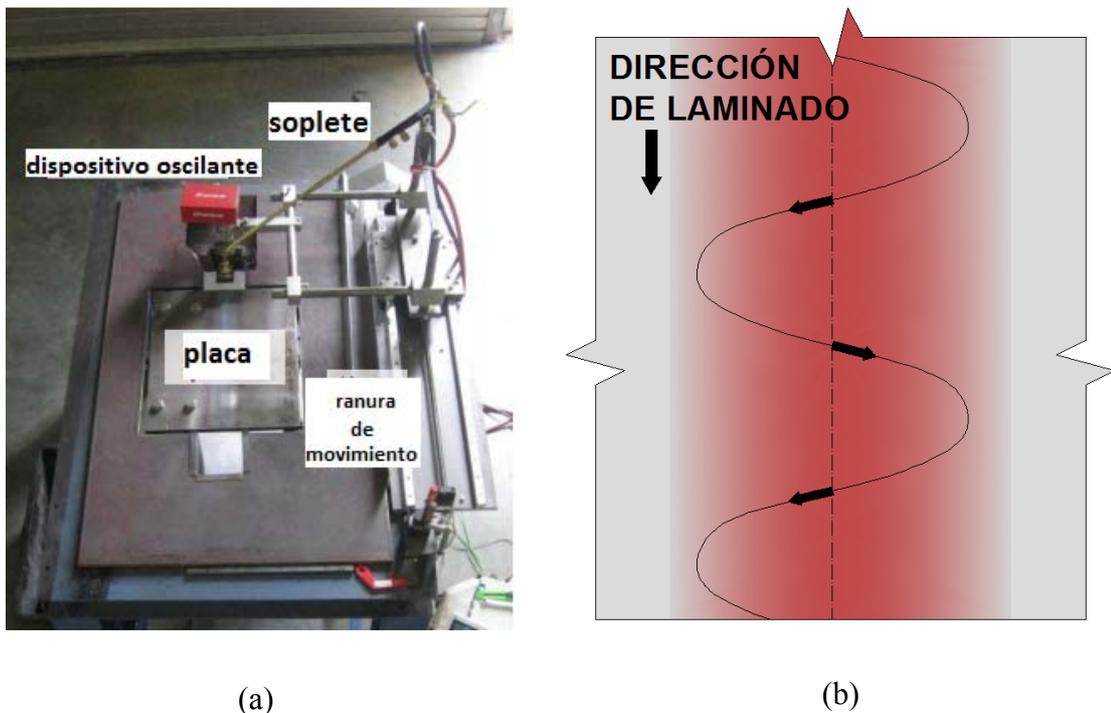


Figura 3.9 Mecanismo de aplicación de la llama siguiendo una trayectoria senoidal.

Las temperaturas fueron registradas mediante cuatro termopares instalados en taladros practicados en las placas a distintas profundidades; adicionalmente, se colocaron comparadores verticales y horizontales para determinar los movimientos de la chapa durante el calentamiento y la posterior fase de enfriamiento. En la Figura 3.10 se muestra la configuración completa de cada placa, tanto para la de 20 mm de espesor como para la de 50 mm; en ella se aprecia el esquema de colocación de los cuatro termopares (TC1, TC2, TC3 y TC4). El primer termopar, TC1, está emplazado entre la superficie de la chapa y el punto de partida del movimiento del soplete y sirve como punto inicial de control de la temperatura. Los termopares TC2, TC3 y TC4 están colocados en el eje de simetría del avance de la llama y separados entre sí una distancia de 10 mm (medida desde el centro de los taladros). Estos termopares están dispuestos a diferentes profundidades desde la superficie de la placa afectada por la llama para así poder determinar la influencia de la profundidad sobre los perfiles de temperaturas.

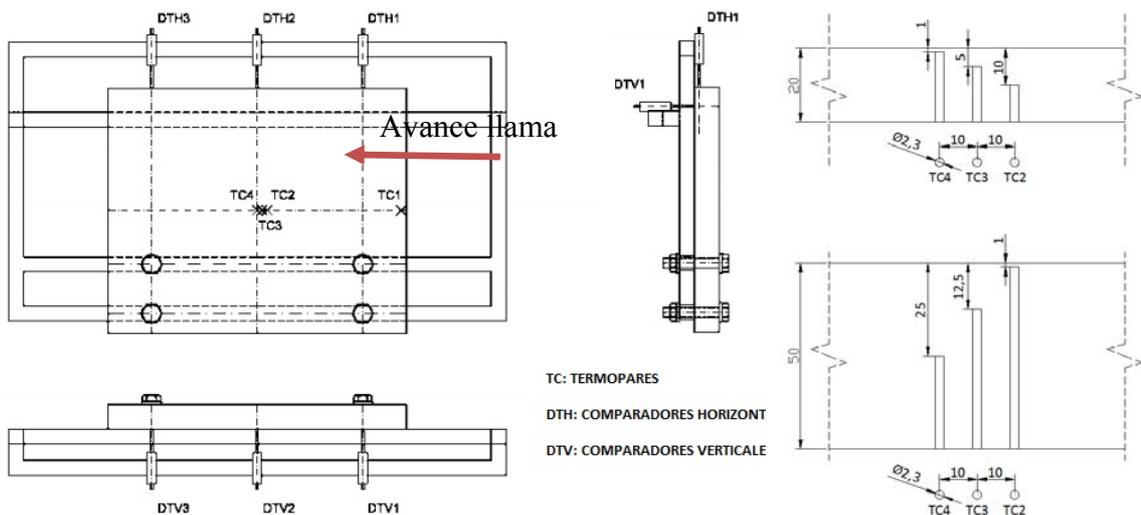


Figura 3.10 Esquema de la configuración del método de calentamiento de las chapas de 20 mm y 50 mm

Los comparadores horizontales (DTH1, DTH2 y DTH3) fueron colocaron en el canto de la placa para controlar las deformaciones horizontales de la misma. El termopar DTH2 se ubicó en el centro de la chapa y los otros dos restantes, el DTH1 y el DTH3, se situaron uno a cada lado del DTH2 y separados de este una distancia de 220 mm. Los

comparadores verticales DTV1, DTV2 y DTV3, situados en contacto con la cara inferior de la placa, permitieron registrar su desplazamiento vertical.

La llama empleada utilizaba una mezcla de acetileno y oxígeno de acuerdo con la siguiente composición:

- Acetileno  $C_2H_2$ , presión de operación: 1.1 bar.
- Oxígeno  $O_2$ , presión operativa: 5.5 – 6.0 bar.
- Ratio  $O_2/C_2H_2$ : 1.05-1.1.

Este tipo de llama es capaz de producir temperaturas de combustión de hasta 3000 °C y, junto con la llama de propano y la llama de gas natural, es la más utilizada en el proceso de enderezado por llama *in situ*.

Con anterioridad al calentamiento de las placas se estableció el objetivo de alcanzar unas temperaturas de aproximadamente 850-900°C para los materiales S235JR, S355J2 y S460ML y de 700-750°C para los aceros S690QL y S890QL. Evidentemente, la velocidad de avance de la llama sobre las placas durante el proceso de calentamiento representa el factor que mayor influencia ejerce sobre la máxima temperatura alcanzada por el material. Por este motivo, previamente al calentamiento de las placas se efectuó una calibración en condiciones controladas de la influencia de la velocidad de la llama sobre la temperatura máxima en el material; este procedimiento se describe en el apartado siguiente.

#### **3.3.1.4 Obtención de los valores óptimos de la velocidad de avance de la llama y el tiempo de calentamiento**

Para determinar los valores idóneos de la velocidad de avance de la llama  $V$ , y del tiempo de calentamiento,  $t_{cal}$ , se realizaron una serie de experimentos con el sistema automático mostrado anteriormente (a distintas velocidades y distintos tiempos de calentamiento) sobre placas instrumentadas como las descritas en la Figura 3.10, fabricadas en acero S235JR. Se registraron los valores de las temperaturas a una profundidad de 1 mm desde la superficie afectada por la llama. Los resultados de

temperaturas registradas por el termopar se muestran en la Figura 3.11. A partir de estos resultados y para alcanzar las temperaturas objetivo anteriormente señaladas, se escogieron los parámetros de trabajo indicados en la Tabla 3.10.

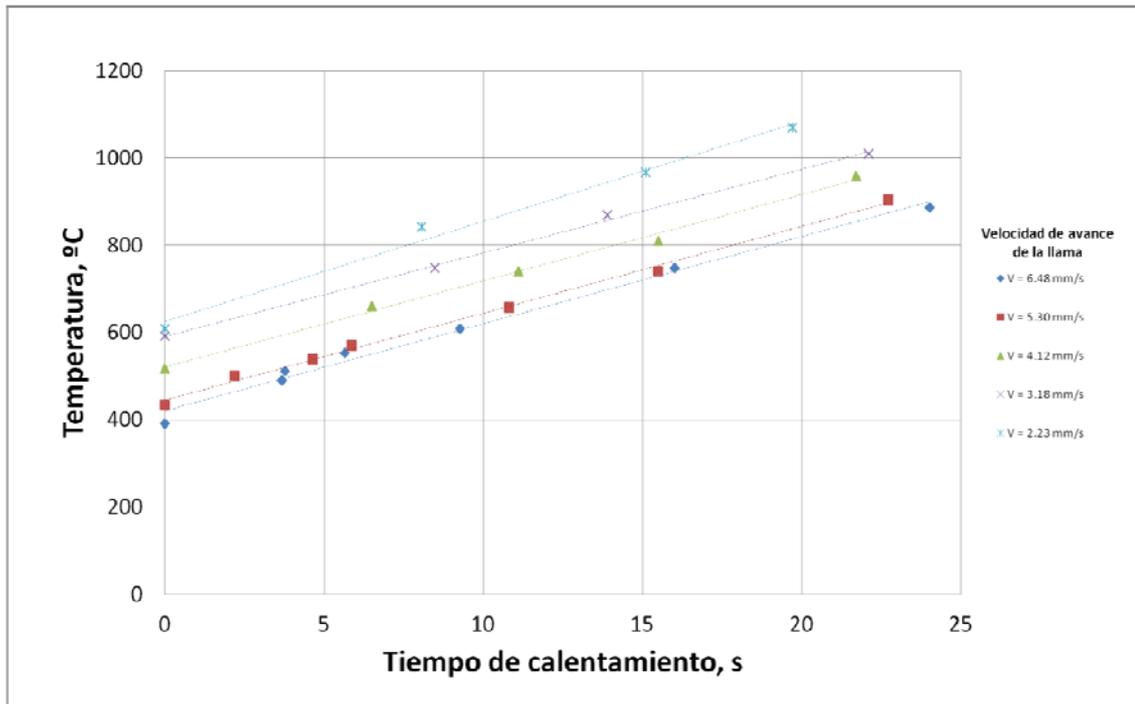


Figura 3.11 Gráfica Temperatura - Tiempo de calentamiento para distintas velocidades de avance de la llama

Tabla 3.10 Parámetros para el calentamiento de las distintas placas

Acero	Espesor (mm)	V de avance (mm/s)	T cal (s)
S235JR	20	2.55	10:12
	50	2.45	12:14
S355J2	20	2.55	10:12
	50	2.45	12:14
S460ML	20	2.55	10:12
	50	2.45	12:14
S690QL	20	3.65	8:10
	50	3.65	8:10
S890QL	20	3.65	8:10
	50	3.65	8:10

3.3.1.5 Temperaturas alcanzadas en el calentamiento de las placas

El proceso de calentamiento de las placas recibidas por el LADICIM se ejecutó empleando los parámetros descritos en el Apartado 3.3.1.2.

Todas las placas estaban instrumentadas con 4 termopares dispuestos a distintas profundidades capaces de registrar las temperaturas durante todo el proceso, tal como se muestra en la Figura 3.10. Las temperaturas registradas en cada placa durante el calentamiento resultan de suma importancia a la hora de estudiar las propiedades de los aceros después de ser calentados. Los resultados de los 4 termopares de cada placa se muestran en la Figura 3.12, Figura 3.13, Figura 3.14, Figura 3.15 y Figura 3.16 para cada espesor y cada grado de acero.

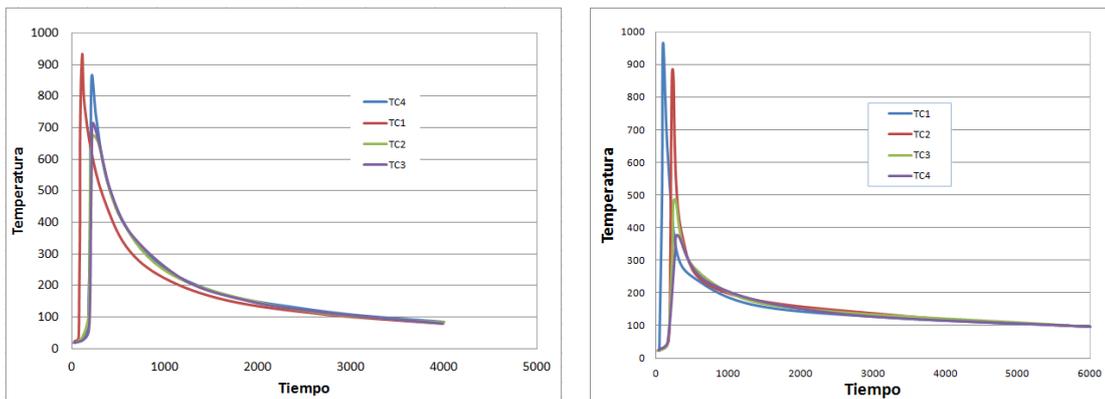


Figura 3.12 Temperatura durante el calentamiento de la placa de acero S235JR, a) 20 mm y b) 50 mm

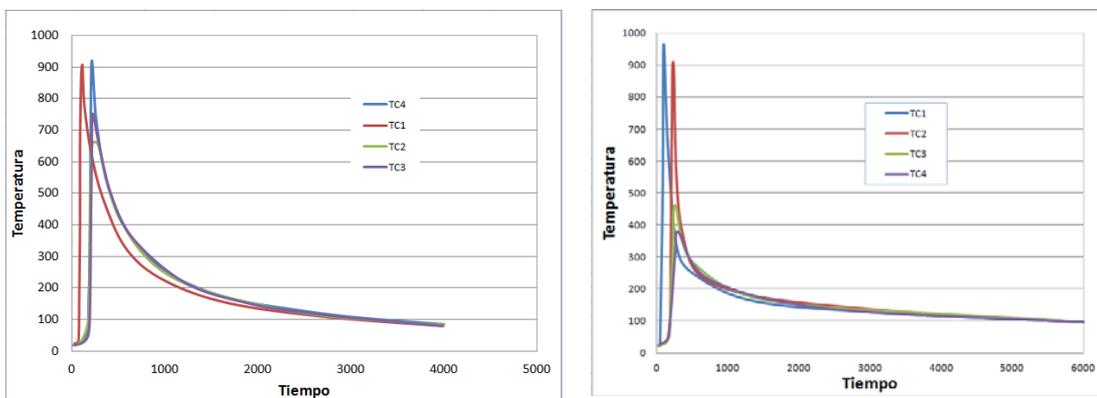


Figura 3.13 Temperatura durante el calentamiento de la placa de acero S355J2, a) 20 mm y b) 50 mm

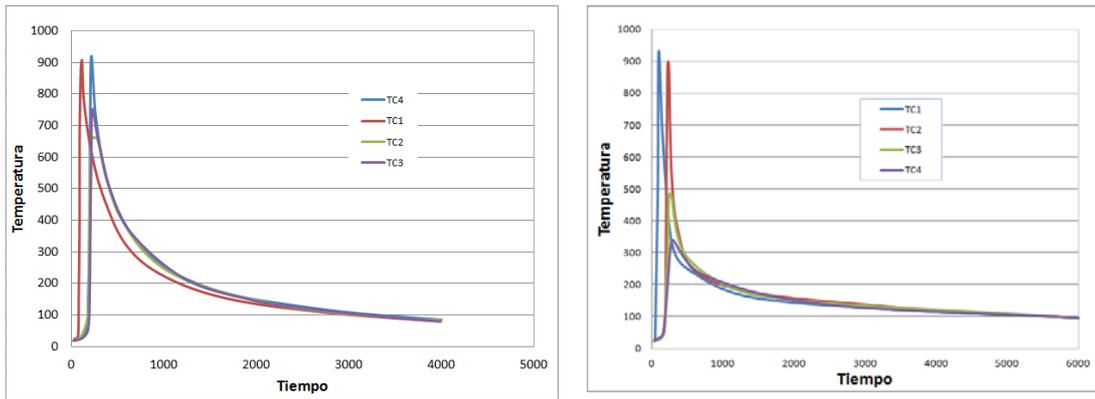


Figura 3.14 Temperatura durante el calentamiento de la placa de acero S460ML, a) 20 mm y b) 50 mm

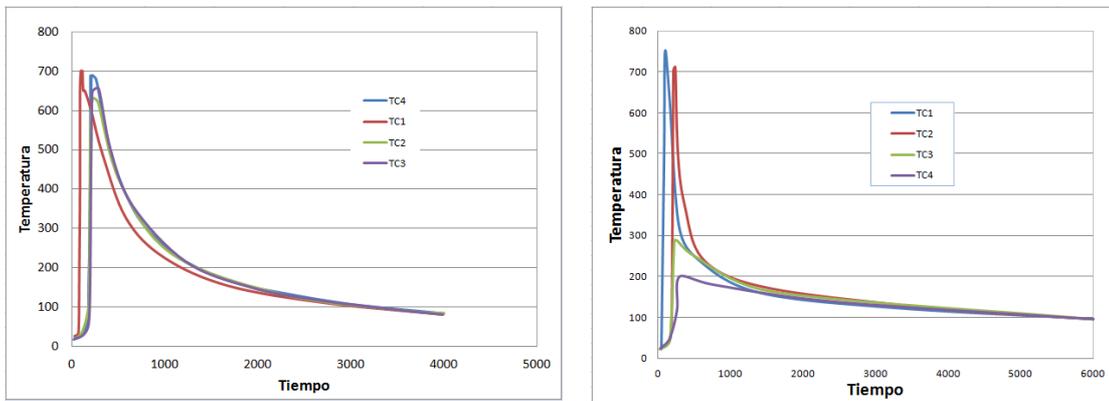


Figura 3.15 Temperatura durante el calentamiento de la placa de acero S690QL, a) 20 mm y b) 50 mm

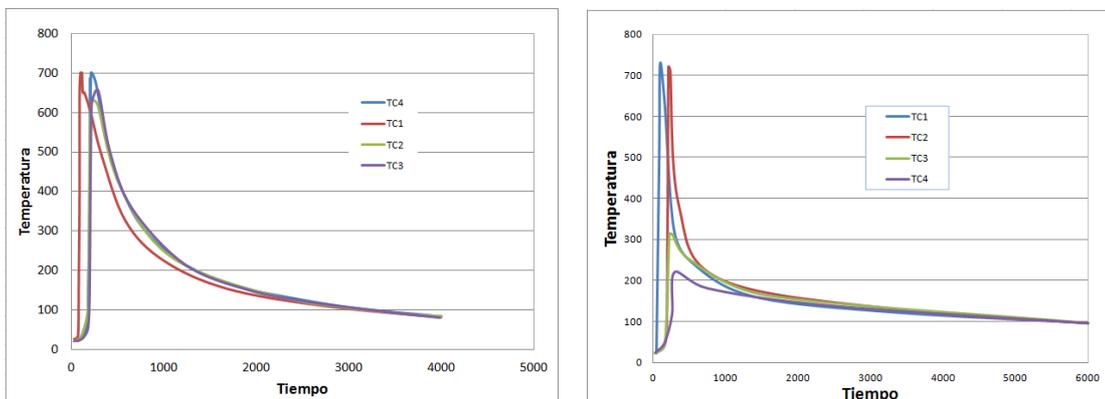


Figura 3.16 Temperatura durante el calentamiento de la placa de acero S890QL, a) 20 mm y b) 50 mm

Como puede apreciarse, los registros demuestran que las máximas temperaturas alcanzadas encajan *grosso modo*, con los valores establecidos anteriormente. Es preciso hacer notar que la lectura del TC1 no se considera representativa de la temperatura alcanzada en régimen estacionario sobre la placa ya que, como se ha indicado, es un termopar que sirve como punto de control del inicio del calentamiento. Por otra parte se considera que el termopar TC4 es el que registra la máxima temperatura con mayor fidelidad, al encontrarse a una profundidad de tan solo 1 mm (véase la Figura 3.10)

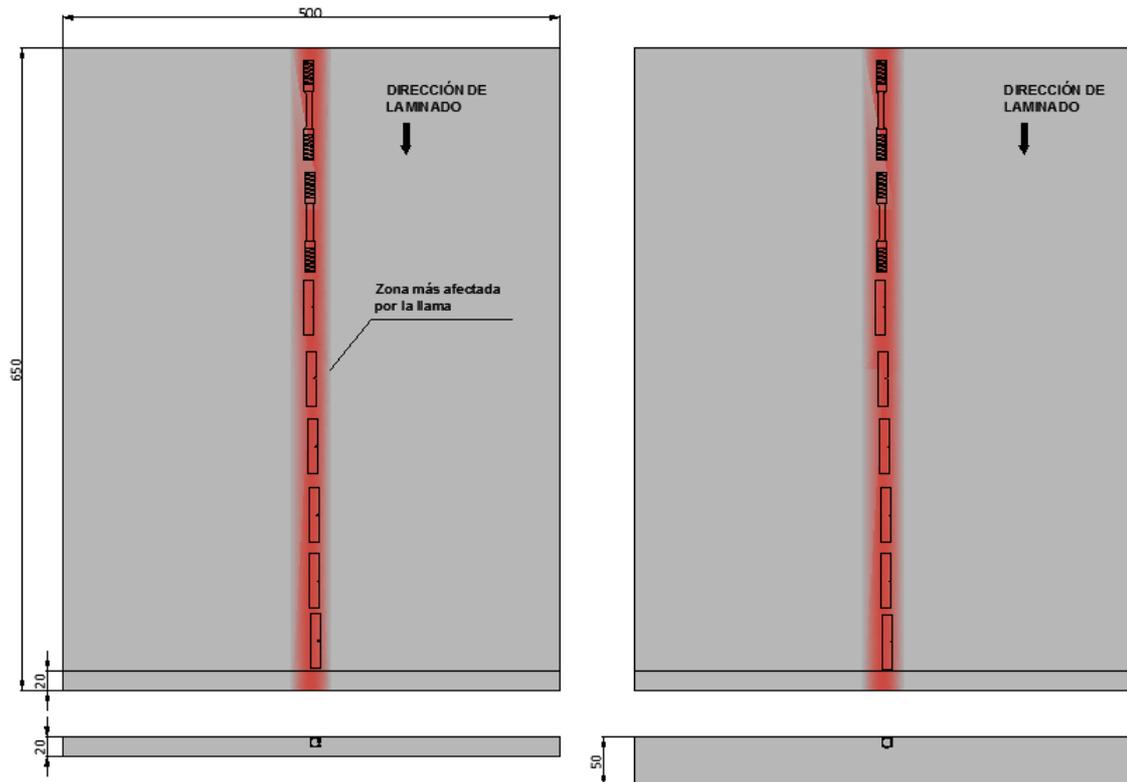
Así, para las placas de 20 mm las temperaturas máximas oscilan entre los 850 – 900°C para los aceros S235JR, S355J2 y S460ML y cerca de los 700°C para los otros dos aceros restantes. Para las placas de 50 mm las temperaturas máximas estaban en torno a los 900°C para los tres primeros aceros y sobre los 700 °C para los aceros templados y revenidos (S690QL y S890QL). En la Tabla 3.11 se resumen los valores máximos registrados por cada termopar durante los calentamientos.

**Tabla 3.11** Temperaturas máximas obtenidas durante la fase de calentamiento de las placas

Acero	Espesor (mm)	TC1 (°C)	TC2 (°C)	TC3 (°C)	TC4 (°C)
S235JR	20	933	738	695	828
	50	964	874	488	377
S355J2	20	933	715	675	853
	50	950	900	460	380
S460ML	20	907	750	660	907
	50	930	890	488	340
S690QL	20	700	655	630	687
	50	750	710	288	200
S890QL	20	703	660	633	700
	50	730	720	312	220

**3.3.1.6 Despiece de las placas calentadas recibidas por el LADICIM**

Tras la aplicación del enderezado por llama descrito, las placas fueron despiezadas para obtener probetas de diversa naturaleza: probetas de impacto Charpy y de tracción; así como muestras y cupones de las regiones calentadas para el estudio microestructural y de dureza del material resultante. El despiece de las chapas se muestra esquemáticamente en la Figura 3.17.



**Figura 3.17** Despiece de las placas después de ser calentadas. a) 20 mm b) 50 mm

Las probetas de impacto Charpy y de tracción fueron mecanizadas del centro de las chapas, asegurando así que la caracterización mecánica resultaba representativa de la región máximamente afectada por el calor. A partir de cada placa se obtuvo la siguiente colección de probetas:

- 6 probetas CVN de dimensiones  $10 \times 10 \times 55 \text{ mm}^3$  con una entalla de 2 mm de profundidad, de acuerdo con [34].
- 2 probetas de tracción normalizadas de diámetro 6 mm, longitud total de 101 mm y métrica M16, cumpliendo con lo estipulado en [35].
- Una tira de 20 mm de espesor.

Tanto en las placas de 20 mm como en las placas de 50 mm las probetas Charpy y de tracción se extrajeron los más próximas posibles a la superficie.

La tira de 20 mm se empleó para el estudio metalográfico y de microdurezas. El despiece se realizó de forma idéntica a las placas del material sin calentar, tal cual se muestra en la Figura 3.7.

### **3.3.2 *Materiales para el desarrollo de modelos***

Este segundo grupo de materiales es el dedicado a la configuración y puesta a punto de los métodos analíticos y numéricos que predicen el comportamiento de las estructuras cuando son sometidas al tratamiento de enderezado por llama.

Para este cometido se realizaron ensayos de calentamiento por llama y se evaluaron los movimientos y deformaciones experimentados por estos componentes metálicos para posteriormente poder compararlos con los resultados ofrecidos por los modelos analíticos y numéricos. Estos ensayos, cuya descripción pormenorizada se detalla en el Capítulo 5, fueron llevados a cabo en la empresa DEGIMA, especializada en la fabricación de estructuras y componentes metálicos.

Este grupo de materiales al que hemos denominado “complementarios” a su vez se subdivide en otros dos grupos (en la Figura 3.18 se esquematiza esta división). Un primer grupo formado por chapas de distintas dimensiones que se destinó a la calibración de los parámetros necesarios para desarrollar los métodos numéricos, y un segundo grupo de perfiles metálicos de grandes dimensiones que se utilizaron para dar validez a las configuraciones de los métodos desarrollados mediante la comparación de los resultados experimentales con los numéricos y analíticos.

Estos últimos perfiles sirvieron a su vez para realizar una caracterización adicional de los aceros, mediante la extracción de probetas Charpy y de tracción de zonas sin calentar y calentadas tras ser ensayadas. Esta caracterización, denominada “caracterización complementaria”, consta de las mismas características y actuaciones que la “caracterización convencional” descrita anteriormente.

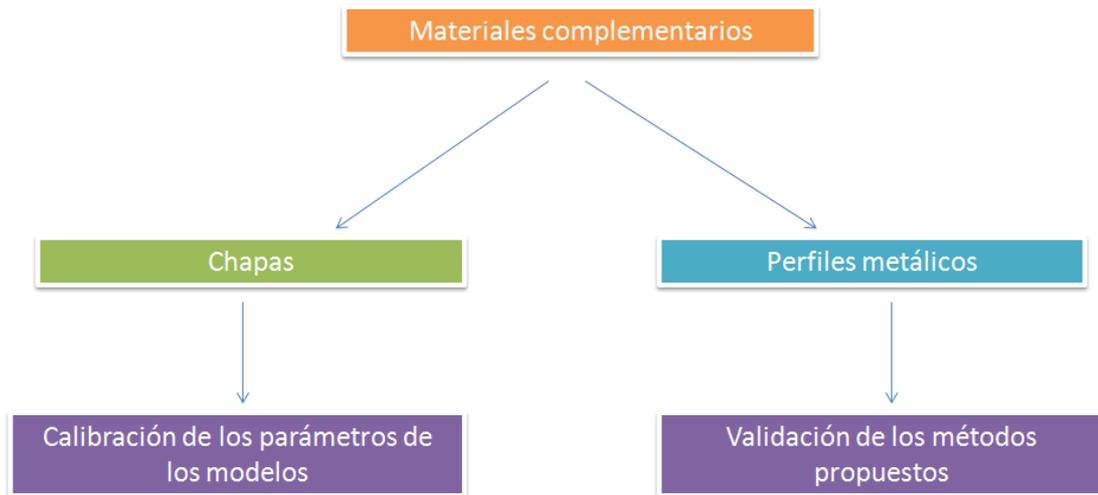


Figura 3.18 Esquema de la utilización del material complementario

### 3.3.2.1 Placas

Fueron suministradas dos chapas de acero S355J2 por el fabricante alemán AGDH de dimensiones 570 x 470 x 20 mm y 570 x 470 x 50 mm tal como se muestra en la Figura 3.19. Sobre cada placa se realizó un ensayo para determinar los parámetros necesarios para el desarrollo de las herramientas predictivas (estos ensayos se detallan en el Capítulo 5).

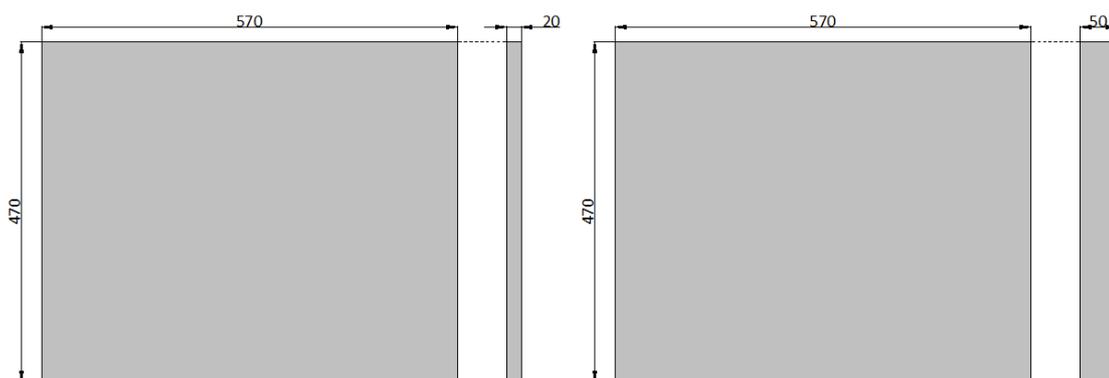


Figura 3.19 Placas de acero S355J2 para calibración de los parámetros de los modelos numéricos

3.3.2.2 Perfiles metálicos

La empresa Arcelor Mittal, con sede en Luxemburgo, socio colaborador del proyecto OPTISTRAIGHT, suministró 12 perfiles (de diferentes características y grados de acero) que se resumen en la Tabla 3.12. Sobre estos perfiles se realizaron ensayos experimentales que se detallan en el Capítulo 5.

Tabla 3.12 Resumen de los perfiles metálicos recibidos

Perfil	Acero	Longitud (m)	Cantidad
HEA 300	S355J2	6	2
HEA 300	S460M	6	2
T 140	S235J0	6	2
T 140	S460M	6	2
UPE 300	S235J0	6	2
UPE 300	S355J2	6	2

Todos los perfiles recibidos estaban fabricados por laminación en caliente y cumplían con los requisitos geométricos establecidos en las normas [36] para los perfiles HEA, y la norma [37] para los perfiles UPE. Los perfiles T140 no están normalizados y se obtuvieron dividiendo simétricamente un perfil HEA 280 por el alma tal y como se indica en la Figura 3.20.

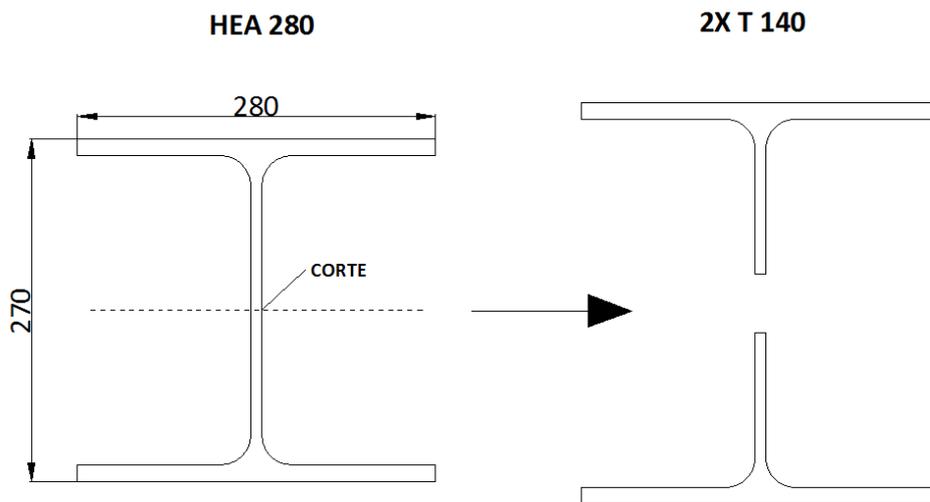
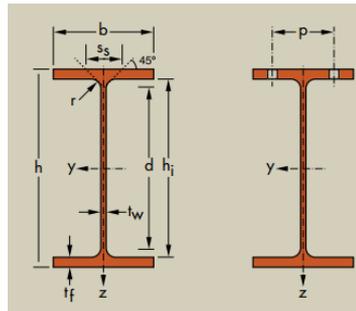


Figura 3.20 Corte de un perfil HEA 280 obteniéndose 2 perfiles T 140

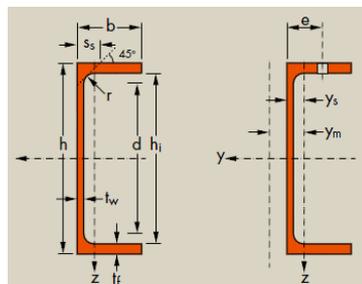
En la Tabla 3.13 y la Tabla 3.14 se muestran las dimensiones geométricas estipuladas en [36] y [37] garantizadas por el fabricante (ArcelorMittal) y en cumplimiento con las tolerancias estipuladas en [36]. Todos los perfiles fueron medidos en el LADICIM comprobando que dichas tolerancias se cumplieran, validándolos para los ensayos.

Tabla 3.13 Características geométricas de los perfiles HEA 300 y T 140. [36]



Perfil	h (mm)	b (mm)	tw (mm)	tf (mm)	r (mm)	d (mm)	A (cm2)	Peso (Kg/m)
HEA 300	290	300	8,5	14	27	208	112,5	88,3
T 140	185	280	8,0	13	24	196	48,65	38,2

Tabla 3.14 Características geométricas de los perfiles UPE 300. [37]



Perfil	G (kg/m)	h (mm)	b (mm)	tw (mm)	tf (mm)	r (mm)	A (cm2)
UPE 300	44,4	300	100	9,5	15,0	15	56,6

Sobre cada perfil fueron realizados una serie de calentamientos a lo largo de su longitud en los ensayos detallados en el Capítulo 5; tanto de las zonas sometidas a calentamientos como de las zonas sin someter a calentamientos se extrajeron probetas de tracción y Charpy para realizar una comparativa entre las propiedades mecánicas y

de resiliencia en las zonas sanas frente a las zonas afectadas, completando la caracterización de los aceros que se realizó para las placas.

En el siguiente apartado se detallan las actuaciones llevadas a cabo para la caracterización de los aceros.

### **3.3.3 *Técnicas experimentales***

Como ya se ha indicado en repetidas ocasiones, el interés de la caracterización del material sin calentar y después de ser calentado entronca directamente con uno de los objetivos declarados de la presente tesis doctoral cual es el de evaluar el daño (o, en general, la alteración de propiedades) del material como consecuencia del tratamiento de enderezado por llama. Para tal fin, se han puesto en práctica una serie de técnicas experimentales, todas ellas habituales en el ámbito de la Ciencia de Materiales. A lo largo del texto se ha hecho alusión a las mismas; sin embargo, se considera oportuno dedicar la presente sección para una exposición detallada de cada una de ellas.

#### **3.3.3.1 *Caracterización química***

El análisis de la composición química de los aceros objetos del estudio resulta pertinente de cara a evaluar los resultados obtenidos con los valores dados por la especificación correspondiente [23]. Esta norma proporciona los valores mínimos del contenido de ciertos aleantes (en porcentaje en peso respecto de la masa total).

La técnica empleada en los análisis químicos fue la de espectrometría de emisión óptica por chispa; este método permite el análisis de elementos en todo tipo de aleaciones metálicas y, en particular, en aceros. La emisión en el rango óptico del espectro electromagnético se produce al provocar un arco voltaico colocando la muestra entre dos electrodos. Los átomos excitados emiten luz en varias longitudes de onda y una vez separadas por redes de difracción son detectadas a través de fotomultiplicadores o tarjetas CCD (Coupled Charge Devices). Los análisis cuantitativos se llevan a cabo mediante la calibración con patrones certificados similares a las muestras desconocidas

a analizar. El equipo empleado es un THERMO-ARL QUANTRIS como el que se muestra en la Figura 3.21.



*Figura 3.21 Maquinaria THERMO-ARL QUANTRIS empleada en el análisis químico por espectrometría de emisión óptica por chispa*

### **3.3.3.2 Caracterización de la microdureza**

La caracterización de la dureza de los aceros se llevó a cabo de acuerdo con las disposiciones contenidas en [38] en un microdurómetro Vickers (Figura 3.22) aplicando cargas de 200 gramos durante un tiempo de 20 segundos. Se han realizado dos perfiles de medidas de durezas sobre las tiras extraídas de las placas de 20 y 50 mm (ver Figura 3.6).

La preparación de las muestras para su ensayo fue realizada de acuerdo con la siguiente secuencia:

- Despiece de la tira de placa seleccionada,
- Mecanizado de cupones de reducidas dimensiones de las regiones de interés (Figura 3.7).



*Figura 3.22 Microdurómetro Vickers Matshusawa*

- Embutido de las muestras extraídas: Las muestras fueron embutidas en una resina epoxi fenólica en caliente mediante una máquina embudidora modelo MecaPress II; el método empleado consta de dos partes; en una primera fase se aplica una fuerza de 1200 daN a una temperatura de 150°C durante 5 minutos y en la segunda fase, aplicando la misma fuerza, se reduce la temperatura hasta 50 °C durante 6 minutos.
- Pulido hasta brillo espejo de las muestras ya embutidas mediante una pulidora automática: El pulido de las muestras se realizó utilizando una pulidora automática TegraPol-11 de la marca Struers, comenzando con papel de desgaste de tamaño de grano grueso para continuar progresivamente con otros más finos hasta finalizar con calidad de alúmina y alcanzar el buscado acabado especular.

En la Figura 3.23 y Figura 3.24 se muestran sendos croquis de los perfiles de durezas practicados sobre las placas en su estado original y después de haber sido sometidas a la acción de la llama.

Tanto en las placas originales como en las calentadas los perfiles se realizaron en idénticas posiciones con el objetivo de que fuesen fácilmente comparables entre sí; así,

el perfil vertical, denominado A-A', va, en el caso de la placa de 20 mm de espesor desde una distancia de 0.5 mm a la superficie libre, hasta 15 mm de profundidad; en el caso de las placas de 50 mm de espesor, desde una distancia desde la superficie de 0.5 mm hasta una profundidad de 45 mm. En el caso de los perfiles horizontales B-B', se realizaron ensayos de microdureza en una longitud de 60 mm, respetando la simetría de la placa.

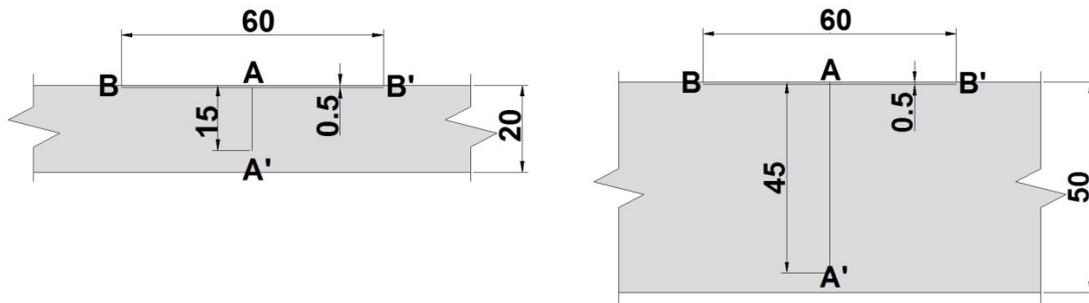


Figura 3.23 Croquis de los perfiles de durezas realizados sobre las placas sin calentar A-A' vertical y B-B' horizontal. a) Placa de 20mm y b) Placa de 50 mm

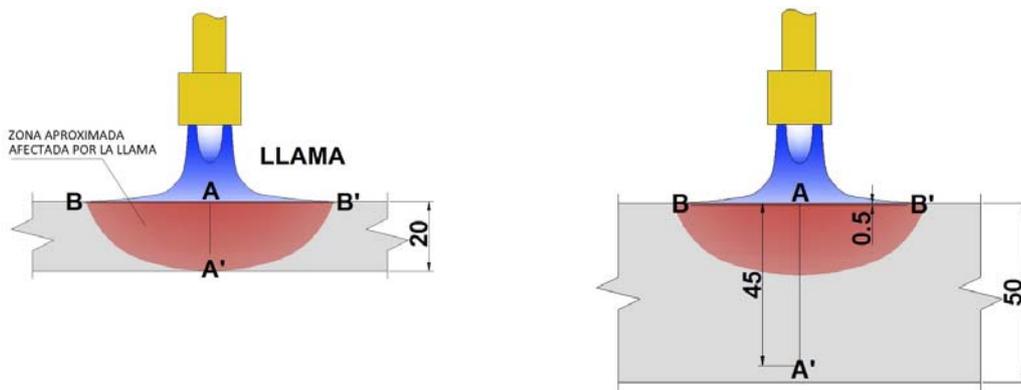
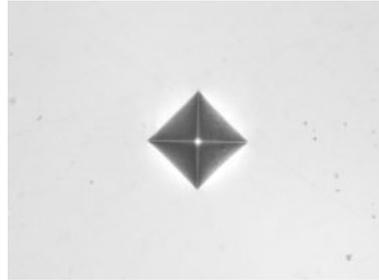


Figura 3.24 Croquis de los perfiles de durezas realizados sobre las placas calentada A-A' vertical y B-B' horizontal. a) Placa de 20mm y b) Placa de 50 mm

Al tratarse de un indentador piramidal de base cuadrada, la forma de la huella Vickers se corresponde (suponiendo un material isótropo) con un cuadrado en el que pueden apreciarse sus dos diagonales. Mediante la medición de éstas y teniendo en consideración la carga aplicada, es posible determinar el valor de la microdureza del

material. En la Figura 3.25 se muestra, a modo de ejemplo, una de las huellas obtenidas en los ensayos. En total, entre espesores de placas, calidades de material y tratamientos de enderezado, en este trabajo se han llevado a cabo más de 500 medidas de microdurezas Vickers.



*Figura 3.25 Ejemplo de una huella obtenida en el estudio de las microdurezas de los aceros*

### **3.3.3.3 Caracterización microestructural**

Para la caracterización microestructural se llevó a cabo un estudio metalográfico mediante microscopía óptica y electrónica de barrido (SEM), realizándose micrografías según los planos LT, TL y TS y empleando los mismos cupones que los utilizados en la caracterización de las microdureza. Después de realizar los ensayos de indentación, los cupones fueron nuevamente pulidos a espejo y, posteriormente atacados con Nital 5 (disolución de ácido nítrico en alcohol al 5%). El tiempo de ataque fue variable según la calidad del acero, pudiendo ir desde 2 hasta 5 segundos.

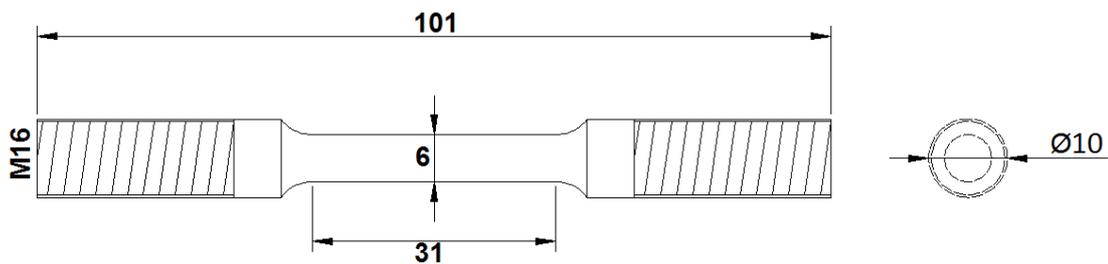
Para la realización de los análisis se ha utilizado un microscopio electrónico de barrido marca Jeol, modelo JSM 5800-LV. Dicho microscopio utiliza como fuente de electrones un filamento de wolframio y posee, entre otros, detectores de electrones secundarios y de rayos X (modelo DCL 7849 de la marca Oxford Instruments). Como características fundamentales de este detector, destaca el hecho de no requerir refrigeración por nitrógeno líquido, así como el disponer de una ventana ATW2 que permite detectar rayos X provenientes de elementos a partir del Boro (éste incluido). El microscopio cuenta, además, con un sistema de la marca Oxford Instruments que permite digitalizar

directamente la señal proveniente del detector de electrones secundarios. El microscopio óptico empleado fue un Olympus BX-61 equipado con una cámara Olympus BX-VCB.

Las micrografías practicadas revelaron estructuras ferrítico perlíticas para los aceros de menor resistencia y bainíticas para los de mayor resistencia. Los resultados se detallan en el Capítulo 5.

### 3.3.3.4 Caracterización mecánica

Los ensayos de tracción fueron practicados, de acuerdo con el protocolo establecido en la norma [35], sobre probetas de fuste cilíndrico con una sección de 6 mm de diámetro mínimo. La Figura 3.26 ofrece un esquema de la geometría de las probetas utilizadas en los ensayos de tracción.



*Figura 3.26 Plano de las probetas empleadas para los ensayos de tracción*

Los ensayos fueron llevados a cabo en máquinas universales INSTRON Modelo 8501 y 8803, capaces de suministrar una fuerza máxima de 100 y 250 kN, respectivamente. Ambos equipos se muestran en la Figura 3.27.

El proceso de ensayo consiste en someter a la probeta a un estiramiento en condiciones de control de desplazamiento, registrando la curva carga-desplazamiento. En este caso, la velocidad de la máquina de ensayo fue establecida en  $0.03 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ , cumpliendo con el

mínimo establecido para este tipo de ensayos en [35]. Todos los ensayos se realizaron a la misma temperatura de 20 °C.



*Figura 3.27 Imagen de las máquinas INSTRON empleadas en los ensayos de tracción; a la derecha el modelo 8501 (100 kN) y a la izquierda el 8803 (250 kN)*

Se realizaron en total cuarenta y seis ensayos de tracción a temperatura ambiente (20 °C) en la dirección LT, obteniendo las correspondientes curvas tensión–deformación y, a partir de ellas, los valores mecánicos representativos del material; de los cuarenta y seis ensayos, treinta correspondieron a probetas extraídas de las placas (10 de ellos del material sin calentar y 20 del material calentado) y dieciséis de probetas extraídas de los perfiles metálicos.

### **3.3.3.5 Caracterización de las propiedades de resiliencia**

Los ensayos de impacto Charpy se han llevado a cabo en un equipo Charpy AMSLER, modelo RKP-300 como el que se muestra en la Figura 3.28. Los ensayos se realizaron siguiendo las indicaciones de la norma [34], en un rango de temperaturas que variaba desde los -196 °C hasta los 200 °C, a fin de determinar completamente la zona de transición dúctil-frágil. Las probetas empleadas presentaban dimensiones normalizadas (10 x 10 x 55 mm y una entalla en forma de V de 2 mm de espesor, con un radio en el fondo de entalla de 0.25 mm), como se indica en la Figura 3.29.



Figura 3.28 Imagen del péndulo Charpy AMSLER modelo RKP-300

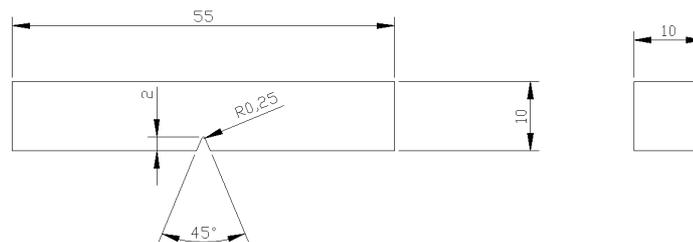


Figura 3.29 Plano de las Probetas utilizadas en los ensayos de resiliencia

Para conseguir las temperaturas de ensayo deseadas se emplearon las tres estrategias que se resumen en la Tabla 3.15: para altas temperaturas se utilizó un horno equipado con un termómetro; para temperaturas moderadamente bajas, una máquina provista de un baño de aceite dotado de un termostato y, para temperaturas muy reducidas, inmersión en nitrógeno líquido y atemperado posterior, controlando el proceso mediante termopares adosados a la probetas.

Para el control de la temperatura en el baño de nitrógeno se emplearon tres termopares conectados a una toma de datos que transmitía la lectura de temperatura a un ordenador; dos de los termopares estaban en contacto directo con la probeta midiendo su temperatura en todo momento y el tercero se encontraba en contacto con el nitrógeno líquido. La temperatura deseada se obtenía sumergiendo la probeta en el nitrógeno

líquido hasta atemperar (-196°C); posteriormente la probeta era extraída del baño permaneciendo en contacto con el ambiente hasta comprobar que los dos termopares en contacto con ella señalaran que se había alcanzado la temperatura de ensayo.

**Tabla 3.15** Resumen de los métodos de obtención de las temperaturas

Temperatura		Método
desde	250	Horno
hasta	25	
desde	25	Máquina equipada con baño de aceite
hasta	-80	
desde	-80	Nitrógeno líquido controlado por termopares
hasta	-196	

Debido a la necesidad de precisión en la medida de la temperatura se procedió al calibrado de los termopares disponibles; para ello se realizaron mediciones en condiciones de temperatura controlada obteniéndose los valores que se muestran en la Tabla 3.16. Estos valores obtenidos sirvieron para la obtención de las curvas correctoras de cada termopar que garantizan una lectura más precisa; la mayor dispersión se observa para bajas temperaturas siendo mayor cuanto más baja es la temperatura.

**Tabla 3.16** Valores de las lecturas de los termopares para distintas temperaturas

Temperatura real (°C)	Termopar 1 (°C)	Termopar 2 (°C)	Termopar 5 (°C)
190	183.33	184.45	190.2
100	100.2	101.4	105.7
61	57.4	56.2	60.4
0	6.2	4.7	7.86
-10	-4.95	-5.55	-6.77
-40	-32.41	-34.31	-34.44
-60	-52.03	-54.58	-53.23
-70	-61.28	-64.16	-61.2
-196	-179.6	-181.39	-179.9

La Figura 3.30 ilustra las curvas de calibración de cada uno de los termopares; para operar con ellas basta con entrar en el eje de ordenadas con la temperatura a obtener, seleccionar la curva de calibración y salir por abscisas con la temperatura objetivo que el termopar debe indicar. En la propia Figura 3.30 se ha incluido un ejemplo explicativo

en el cual se desea averiguar la lectura del termopar 1 de forma que la temperatura real fuera de  $-196^{\circ}\text{C}$ ; como puede observarse, la lectura del termopar 1 debiera ser de  $-183^{\circ}\text{C}$ .

En total se han realizado más de 100 ensayos Charpy para cubrir la caracterización de resiliencia de los materiales seleccionados para este estudio.

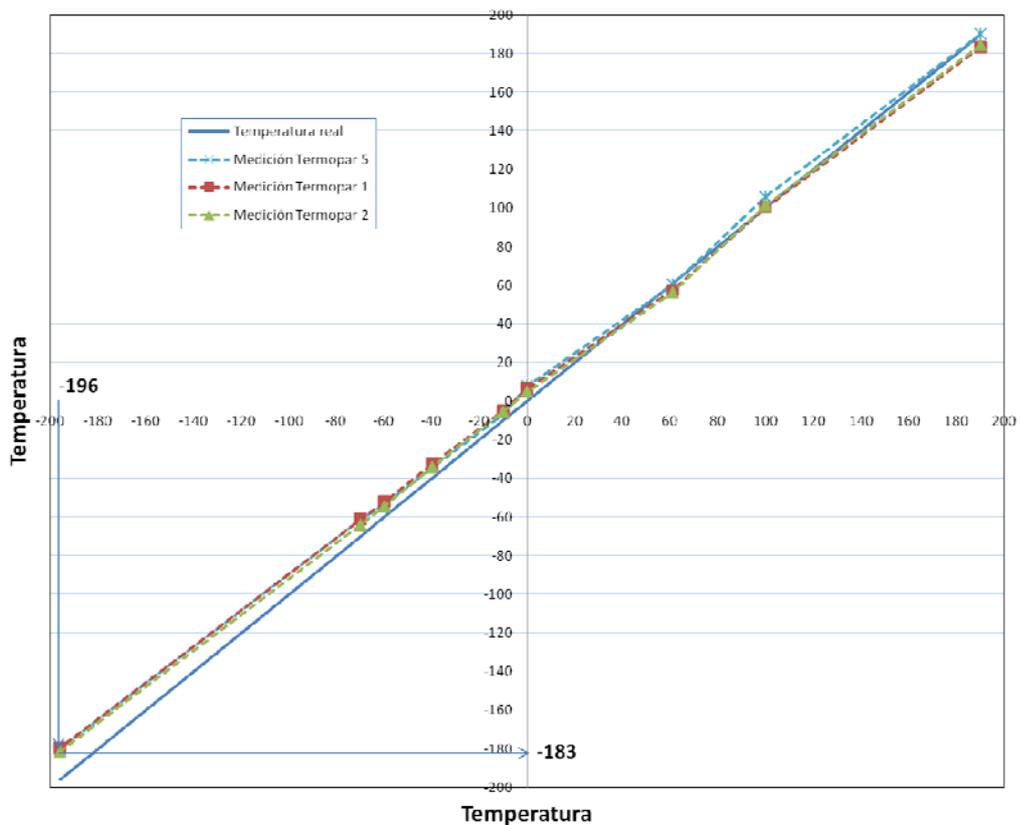


Figura 3.30 Curva de calibración de los termopares

### 3.4 Resumen

A lo largo de este Capítulo 3 se han detallado los materiales disponibles para el desarrollo de los trabajos de investigación conducentes a esta tesis así como las técnicas experimentales puestas en práctica. Como se ha indicado, se ha dispuesto de dos grupos de materiales. El primer grupo, al que se ha denominado “material para la

caracterización de propiedades”, se ha empleado para analizar la influencia del calentamiento de los aceros en las propiedades del material, comparando las propiedades de estos antes y después de ser calentados. Un segundo grupo, denominado “material para el desarrollo de modelos”, se ha utilizado para el desarrollo y validación de los métodos analíticos y numéricos propuestos en este trabajo; con carácter complementario, parte del material de este segundo grupo ha permitido completar la caracterización de propiedades. La Tabla 3.17 resumen el conjunto de muestras (placas y perfiles) disponibles para la investigación distinguiendo entre los cinco materiales.

*Tabla 3.17 Material disponible para su estudio*

<b>Acero</b>	<b>Componente</b>	<b>Estado</b>	<b>Cantidad</b>
<b>S235JR</b>	Placa	sin calentar	2
	Placa	calentada	2
<b>S235J0</b>	Perfil T140	sin calentar	2
	Perfil UPE300	sin calentar	2
<b>S355J2</b>	Placa	sin calentar	4
	Placa	calentado	2
<b>S355J2</b>	Perfil HEA300	sin calentar	2
	Perfil UPE300	sin calentar	2
<b>S460ML</b>	Placa	sin calentar	2
	Placa	calentada	2
<b>S460M</b>	Perfil HEA300	sin calentar	2
	Perfil T140	sin calentar	2
<b>S690QL</b>	Placa	sin calentar	2
	Placa	calentada	2
<b>S890QL</b>	Placa	sin calentar	2
	Placa	calentada	2



## **Capítulo 4**      ***Métodos analíticos propuestos para la predicción de deformaciones: descripción y resultados***

### **4.1**      ***Introducción***

El hecho de disponer de herramientas que permitan conocer de antemano el comportamiento que va a manifestar un elemento estructural tratado mediante enderezado por llama supone ventajas desde diferentes puntos de vista:

- En primer lugar, el proceso se puede llevar a cabo optimizando tiempo y recursos, ya sean humanos o materiales. En efecto, una herramienta de esta naturaleza puede resultar de gran utilidad de cara a reducir etapas en el proceso de prueba-error que caracteriza al enderezado por llama.
- Por otra parte, el conocimiento detallado *a priori* del proceso permite diseñar con precisión el aporte de calor, evitando, por ejemplo, la aplicación flujos térmicos excesivos, susceptibles de deteriorar irreversiblemente las propiedades del material.

Este Capítulo 4 contiene la descripción de los dos métodos analíticos empleados y optimizados en el contexto de esta tesis para la predicción del comportamiento de elementos estructurales de acero sometidos a procesos de enderezado por llama. El primer procedimiento propuesto (Apartado 4.2) se basa en el análisis de los estados tenso-deformacionales que se desarrollan en el material como consecuencia de la aplicación de calor y de las cargas externas impuestas; asimismo, tiene en consideración los cambios experimentados por las propiedades resistentes del material debido al

aporte de calor. El segundo método (Apartado 4.3) se basa en la temperatura crítica del material.

Los dos procedimientos se han validado comparando sus predicciones con los datos extraídos de ensayos llevados a cabo sobre perfiles de grandes dimensiones sometidos a patrones de calentamiento típicos como son el patrón lineal y el patrón en forma de uve (ver Apartado 2.2.5). Los resultados de dichas validaciones se recogen en el Apartado 2.2.5.

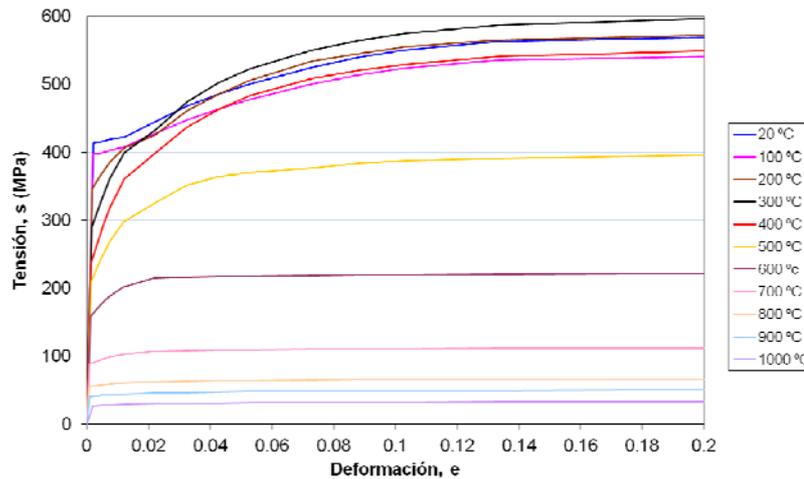
## ***4.2 Método basado en el análisis tenso-deformacional del proceso de enderezado por llama***

Este procedimiento analítico permite predecir las deformaciones alcanzadas en elementos metálicos tomando en consideración los estados de tensiones y deformaciones que se manifiestan en el componente así como los cambios que se producen en las propiedades resistentes del material cuando se ve sometido a temperaturas importantes, como en el caso en un proceso de enderezado por llama. En efecto, durante el proceso de calentamiento de una sección de una viga la temperatura alcanzada puede superar holgadamente los 600 °C lo que produce una modificación sustancial de las propiedades del material constitutivo y, en particular, de sus propiedades mecánicas. Así, es un hecho bien contrastado que, tanto el módulo de Young como el límite elástico, disminuyen apreciablemente con la temperatura. De cara a cuantificar este efecto, se han llevado a cabo ensayos de tracción sobre probetas mecanizadas en acero S355 J2 cuyos resultados se presentan en el Apartado 4.2.1; estos resultados serán posteriormente empleados para la validación del procedimiento.

### ***4.2.1 Caracterización del comportamiento mecánico del acero S355 J2 en función de la temperatura***

La Figura 4.1 permite apreciar los resultados de los ensayos de tracción practicados sobre probetas cilíndricas de acero S355 J2 en un rango de temperaturas comprendido

entre 20°C y 1000°C. Se observa nítidamente cómo la temperatura afecta sustancialmente a la curva de comportamiento del material y, como consecuencia, a los parámetros mecánicos más representativos.



**Figura 4.1** Ensayos de tracción a distintas temperaturas de un acero S355J2

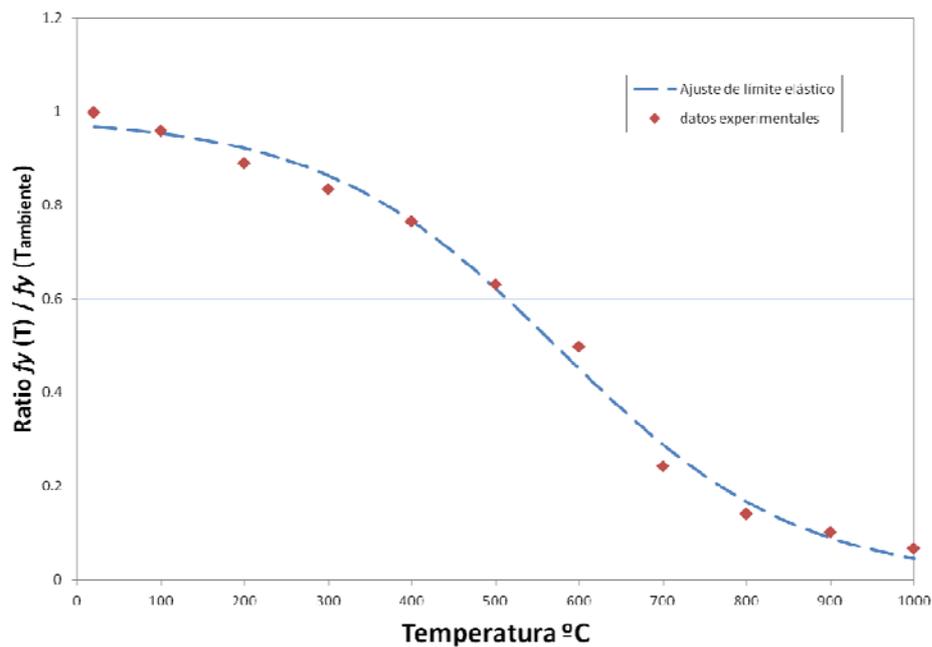
Atendiendo a los resultados obtenidos en los ensayos de tracción es posible expresar cuantitativamente la modificación en propiedades. La Figura 4.2 representa la influencia de la temperatura sobre el límite elástico del material mientras que en la Figura 4.3 se representa el Módulo de Young.

Para facilitar el análisis posterior del comportamiento de un elemento estructural, los datos han sido ajustados mediante regresión no lineal empleando expresiones adecuadas, las cuales aparecen representadas sobre las propias figuras. Así, la fórmula (4.1) representa la relación entre el límite elástico y la temperatura mientras que la expresión (4.2) se corresponde con el Módulo de Young (nótese que en ambos casos, por conveniencia, las expresiones quedan referidas a los valores de las propiedades a temperatura ambiente).

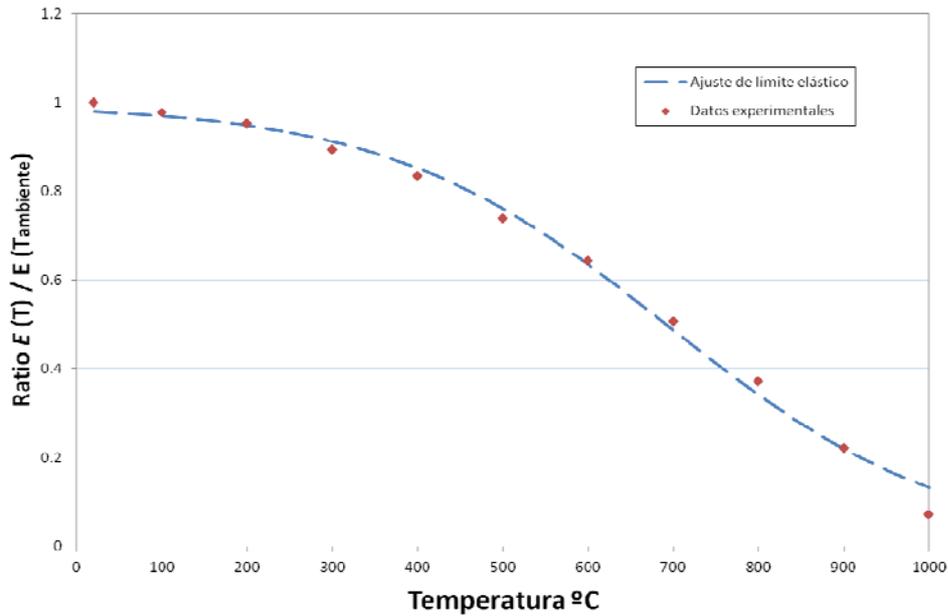
$$f_y(T) = 0.493 \cdot \left( 1 - \tanh\left(\frac{T - 575.4}{282.4}\right) \right) \cdot f_y(T_{Ambiente}) \quad (4.1)$$

$$E(T) = 0.498 \cdot \left( 1 - \tanh\left(\frac{T - 692.8}{329.0}\right) \right) \cdot E(T_{Ambiente}) \quad (4.2)$$

Con el fin de simplificar la aplicación de este método analítico se ha asumido que la variación experimentada por el coeficiente de expansión térmica del material en función de la temperatura es suficientemente reducida como para poder despreciar su influencia (al menos, en términos relativos a la acusada variación experimentada por las propiedades mecánicas).



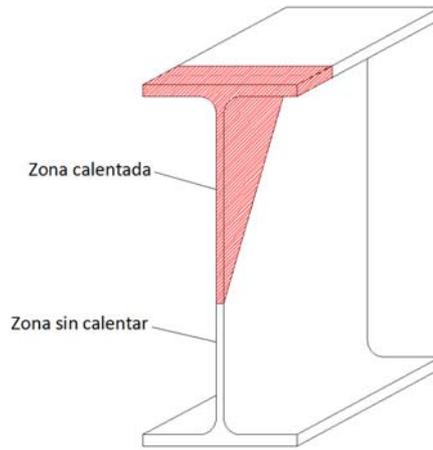
**Figura 4.2** Ajuste del límite elástico en función de la temperatura



*Figura 4.3 Ajuste del módulo de Young en función de la temperatura*

#### **4.2.2** *Desarrollo del método*

Para realizar una predicción acertada de la configuración geométrica final que va a adoptar un elemento sometido al proceso de enderezado por llama es necesario conocer tanto la distribución como la magnitud de los estados de deformaciones que van a aparecer durante las distintas fases del tratamiento (calentamiento y posterior enfriamiento). En esta sección se ha desarrollado un procedimiento válido para calentamientos en forma de uve el cual puede ser extrapolado a otros patrones de calentamiento sin más que modificar convenientemente las condiciones de contorno. La Figura 4.4 permite apreciar las características del patrón en uve; como puede apreciarse, una parte de la sección se calienta aplicando directamente la llama sobre ella, mientras que la sección remanente, no expuesta a la llama, recibe un aporte calorífico indirecto a través de los mecanismos de conducción térmica que tienen lugar en el seno del material (en el alma del perfil); se asume como simplificación que las propiedades del material en esta región no se verán afectadas por la temperatura.

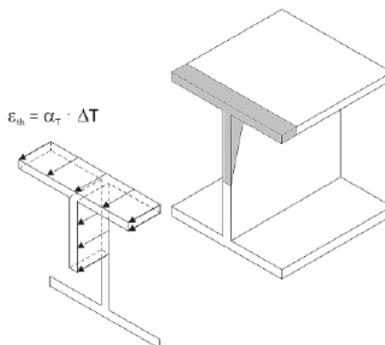


**Figura 4.4** Sección de la viga sobre la que se realiza el estudio

La Figura 4.5 explica el sistema de coordenadas adoptado para el desarrollo que se expone seguidamente así como la notación empleada para los esfuerzos internos.

En la región calentada se manifiesta una distribución de deformaciones térmicas que se corresponde con la fórmula (4.3); así, la deformación térmica depende del coeficiente de expansión térmica,  $\alpha_{th}$  (que se considera constante) y de la diferencia de temperaturas respecto de la temperatura inicial,  $(T-T_0)$ . El perfil de tensiones térmicas se representa en la Figura 4.5.

$$\varepsilon_{th} = \alpha_{th} \cdot (T - T_0) \tag{4.3}$$



**Figura 4.5** Distribución de las deformaciones térmicas en el elemento lineal calentado

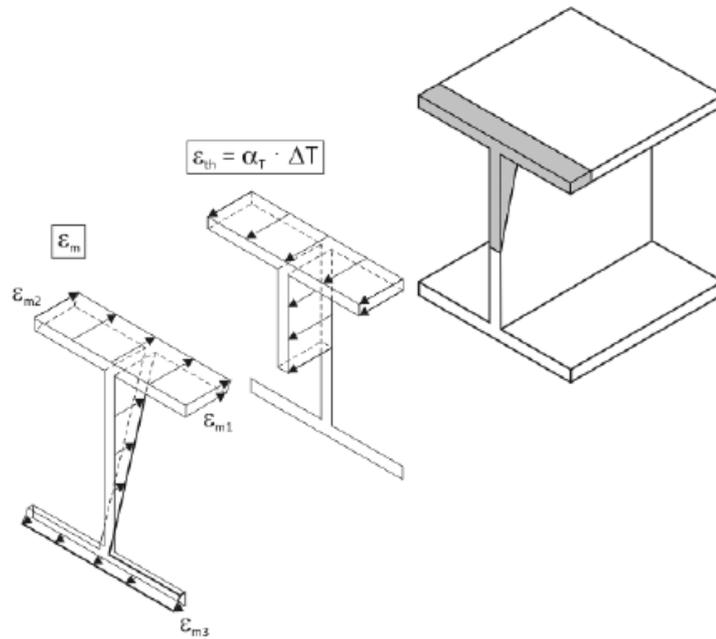
En la región calentada, como consecuencia de las restricciones existentes frente a la libre deformación térmica del material, va a manifestarse un estado tensional compresivo. Entre las restricciones existentes cabe mencionar las siguientes:

- La restricción impuesta por la región no calentada de la sección resistente, la cual no va a experimentar deformaciones térmicas en esta aproximación.
- La restricción al movimiento derivada de la rigidez del global del conjunto.
- Las restricciones producidas por las condiciones de contorno externas (cargas, impedimentos al desplazamiento, etc.) aplicadas durante el proceso de enderezado por llama.

El efecto de la temperatura se traduce en una reducción en del límite elástico del material de acuerdo con la ecuación (4.1) de forma que se facilita la aparición de deformaciones permanentes como consecuencia del estado tensional de compresión presente. Por lo tanto, la región calentada experimentará un acortamiento en relación con la región no calentada. Para determinar el campo inducido de deformaciones plásticas y, a la postre, la configuración final del elemento el proceso completo, se han investigado los estados de deformaciones en las diferentes etapas temporales del enderezado por llama. El estado de deformaciones comprende dos contribuciones:

- Deformaciones térmicas,  $\varepsilon_{th}$ , debidas al proceso de calentamiento.
- Deformaciones mecánicas,  $\varepsilon_m$ , que pueden tener tres orígenes:
  - Las debidas al confinamiento de la sección frente a las deformaciones térmicas.
  - Las debidas a las fuerzas externas (que se traducen en esfuerzos en la sección, normalmente momentos flectores).
  - Las debidas a la reacción del sistema global.

Para determinar el campo de deformaciones mecánicas se asume la hipótesis de Navier-Bernoulli la cual establece la planitud de las secciones resistentes. Este plano queda definido por las deformaciones en tres puntos,  $\varepsilon_{m1}$ ,  $\varepsilon_{m2}$  y  $\varepsilon_{m3}$ , como se esquematiza en la Figura 4.6.



**Figura 4.6** Esquema de las deformaciones mecánicas

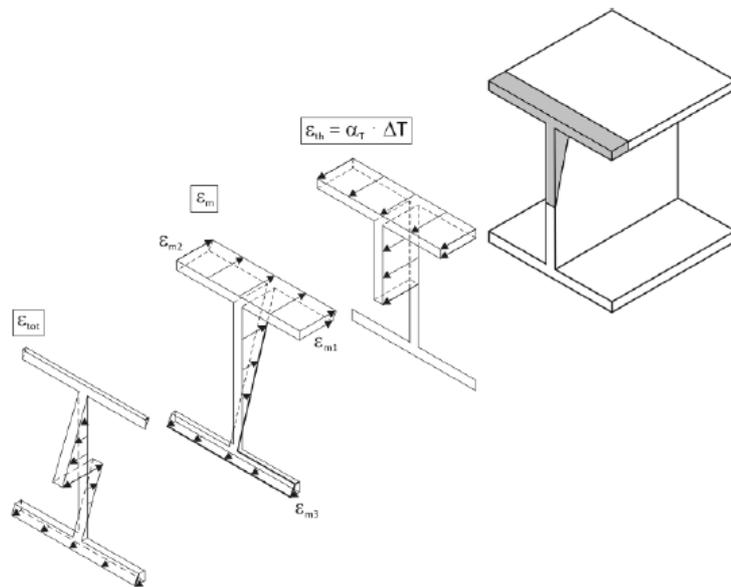
El estado deformacional en la sección analizada incluye las contribuciones térmica y mecánica y depende de que se considere la región calentada o sin calentar, como se muestra en las ecuaciones (4.4) y (4.5).

$$\epsilon_{total}(Y,Z) = \epsilon_m(Y,Z) - \epsilon_{th} \quad \text{en la zona calentada} \quad (4.4)$$

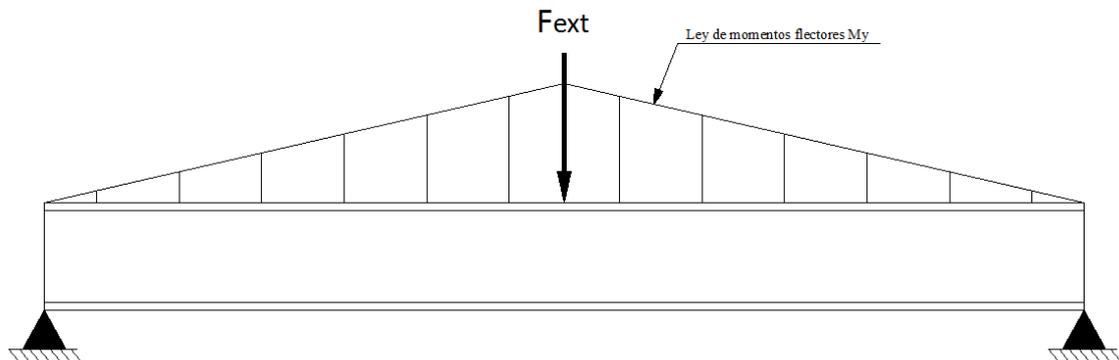
$$\epsilon_{total}(Y,Z) = \epsilon_m(Y,Z) \quad \text{en la zona no calentada} \quad (4.5)$$

La Figura 4.7 ofrece un esquema de la combinación de deformaciones térmicas y mecánicas en un elemento sometido a un patrón de calentamiento en uve; en la figura.  $\epsilon_{tot}$  representa el estado total de deformaciones. Como se ha indicado anteriormente, es

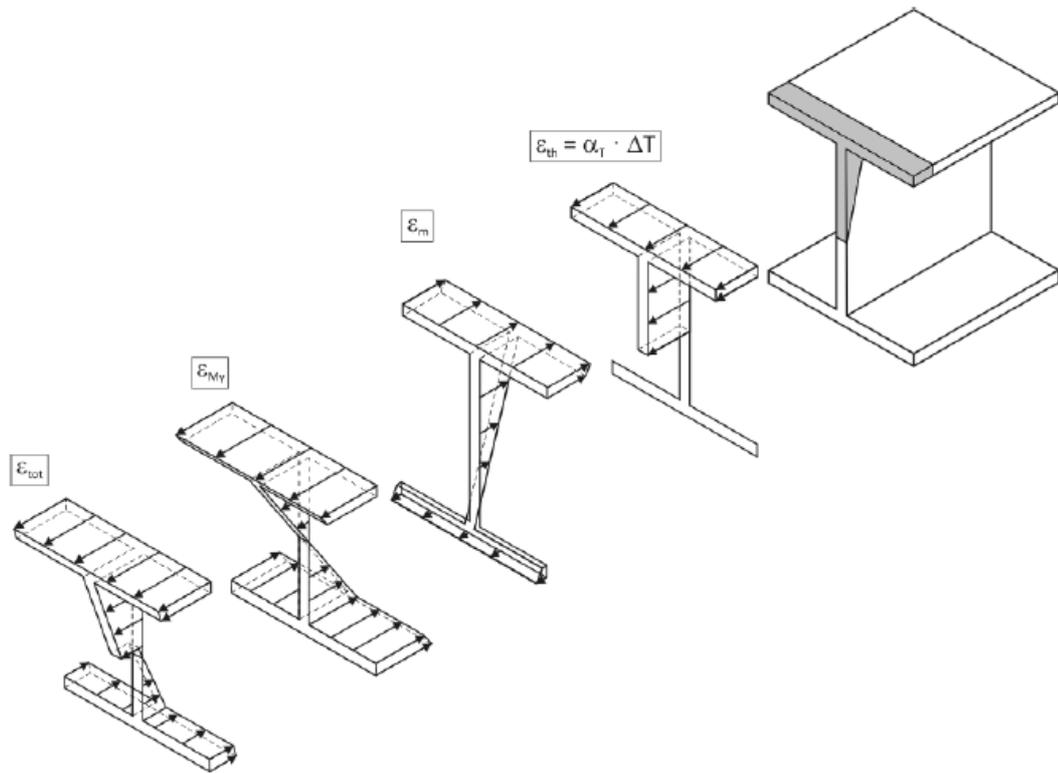
habitual que en el enderezado por llama se apliquen cargas exteriores para mejorar la efectividad del proceso. En este sentido, es habitual que se aplique el esquema de cargas que se muestra en la Figura 4.7, consistente en una carga puntual vertical sobre la sección centro-luz. En un caso como este es preciso tener en consideración el estado de deformaciones debidos al momento flector presente en la sección de estudio, denominado  $\epsilon_{My}$ , según la notación de la Figura 4.8; nuevamente,  $\epsilon_{tot}$  representa el estado total de deformaciones, suma de todas las contribuciones presentes.



**Figura 4.7** Esquema de las deformaciones totales en un elemento lineal sometido a un patrón de calentamiento en uve



**Figura 4.8** Ley de momentos flectores sobre la viga al aplicar una fuerza exterior



**Figura 4.9** Esquema de las deformaciones totales (aplicando fuerzas externas en la viga)

Con el propósito de obtener una metodología lo más general posible, en lo que sigue se analiza el caso representado en la Figura 4.8 y en la Figura 4.9, donde se ha considerado la presencia de una carga puntual; evidentemente, el caso representado en la Figura 4.7 representa solo una situación particular. Asumiendo de manera simplista que el material presenta una respuesta elasto-plástica perfecta tanto en tracción como en compresión, los estados tensionales pueden ser determinados a partir de las deformaciones totales haciendo uso de las ecuaciones constitutivas, expresiones<sup>4</sup> (4.6).

La distribución final de tensiones queda representada en la Figura 4.10. Para ser una solución mecánicamente aceptable, dicha distribución debe satisfacer las ecuaciones de equilibrio propias de la sección, ecuaciones (4.7), (4.8) y (4.9).

---

<sup>4</sup> La función  $\text{sgn}(\epsilon_{tot})$  representa el signo de las deformaciones totales; de esta manera es posible distinguir estados de tracción y de compresión.

$$\sigma(y,z) = \begin{cases} E(T) \cdot \varepsilon_{tot}(y,z) & \text{si } |\varepsilon_{tot}| \leq \varepsilon_y = \frac{f_y(T)}{E(T)} \\ \text{sgn}(\varepsilon_{tot}) \cdot f_y(T) & \text{si } |\varepsilon_{tot}| > \varepsilon_y = \frac{f_y(T)}{E(T)} \end{cases} \quad (4.6)$$

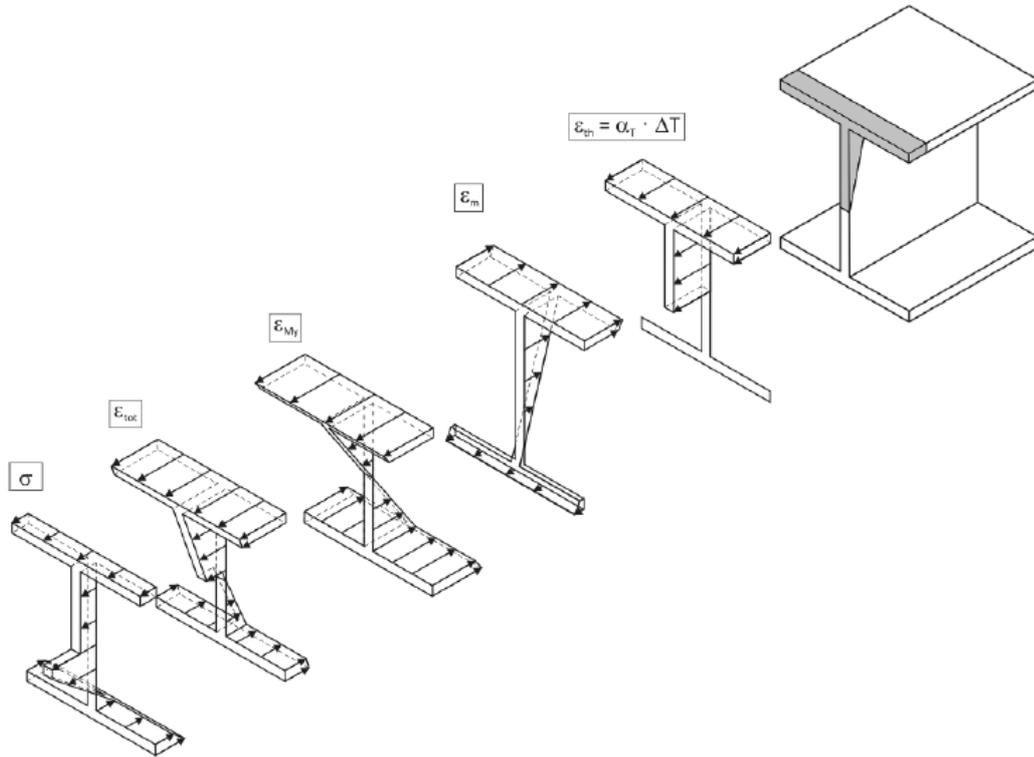


Figura 4.10 Distribución de tensiones en la sección considerada

$$\int \sigma dA = N \quad (4.7)$$

$$\int \sigma \cdot z dA = M_y \quad (4.8)$$

$$\int \sigma \cdot y dA = M_z \quad (4.9)$$

A partir de la aplicación de dicho sistema de ecuaciones resulta posible obtener los valores de las tres deformaciones  $\epsilon_{m1}$ ,  $\epsilon_{m2}$  y  $\epsilon_{m3}$ , definidas en la Figura 4.6. Una vez conocidos estos tres valores la distribución total de deformaciones queda determinada; a partir de ella resulta inmediato determinar el estado de deformaciones plásticas (responsable de la deformación final del componente) aplicando la expresión (4.10).

$$\epsilon_{pl}(Y,Z) = \begin{cases} \epsilon_{tot}(Y,Z) - \epsilon_y & \text{si } \epsilon_{tot} > \epsilon_y \\ 0 & \text{si } \epsilon_{tot} \leq \epsilon_y \end{cases} \quad (4.10)$$

Tras la aplicación de la llama el elemento se deja enfriar libremente, es decir, habiendo retirando todas las cargas y restricciones al movimiento presentes (en este caso, la carga puntual en centro-luz). Las deformaciones plásticas originadas durante la etapa de calentamiento,  $\epsilon_{pl}$ , derivan ahora en un estado de deformaciones mecánicas  $\epsilon_m$ . La superposición de ambos efectos resulta en una distribución de tensiones residuales que debe satisfacer las condiciones de equilibrio, es decir, las ecuaciones (4.11). Estas condiciones permiten determinar el plano que define las deformaciones residuales tras el enfriamiento.

$$\int \sigma dA = 0$$

$$\int \sigma \cdot z dA = 0 \quad (4.11)$$

$$\int \sigma \cdot y dA = 0$$

A partir del campo de deformaciones permanentes es posible obtener las curvaturas en la sección tratada empleando para ello las expresiones (4.12) (donde  $h$  representa el canto de la viga  $h$  y  $b$  su anchura). Así, la curvatura en el eje vertical ( $y$ ) depende de la diferencia de deformaciones experimentadas entre la parte superior,  $\epsilon_{m,superior}$ , con respecto a la parte inferior,  $\epsilon_{m,inferior}$ ; por su parte, la curvatura en el eje horizontal ( $z$ ) se

obtiene de forma análoga relacionando las deformaciones en el lado derecho,  $\epsilon_{m,derecha}$ , con las deformaciones en el lado izquierdo,  $\epsilon_{m,izquierda}$ .

$$k_y = \frac{\epsilon_{m.superior} - \epsilon_{m.inferior}}{h} \tag{4.12}$$

$$k_z = \frac{\epsilon_{m.derecha} - \epsilon_{m.izquierda}}{b}$$

Usando este método para el cálculo de la curvatura a lo largo de todas las secciones de la viga que hayan sido calentadas se puede determinar la rotación total resultante mediante la integración de las curvaturas obtenidas ( $k_y$  y  $k_z$ ) a lo largo de la dirección x (correspondiente al eje de la viga) de acuerdo con las ecuaciones (4.13). Una vez determinado el perfil de rotaciones a lo largo de toda la viga es posible determinar el perfil de flechas en la misma.

$$\varphi_y = \int k_y(x) \cdot \bar{M} \cdot dx \quad \text{con } \bar{M} = 1 \tag{4.13}$$

$$\varphi_z = \int k_z(x) \cdot \bar{M} \cdot dx \quad \text{con } \bar{M} = 1$$

### 4.2.3 Ejemplo de aplicación del procedimiento

Con el propósito de validar el procedimiento anteriormente expuesto, éste ha sido aplicado sobre vigas metálicas de perfil IPE 450 fabricadas en acero S235 JR y S355 J2; las dimensiones geométricas relevantes se ofrecen en la Figura 4.11. Las vigas fueron calentadas según patrones en forma de uve en el alma y en forma lineal en el ala superior, asumiendo que la temperatura alcanzada en toda la uve y el ala superior es constante y que el resto de sección no calentada permanece “fría” (con temperaturas inferiores a 200°C), siendo la temperatura ambiente de trabajo es  $T_0=20^\circ\text{C}$ . El comportamiento del material se supone elasto-plástico perfecto

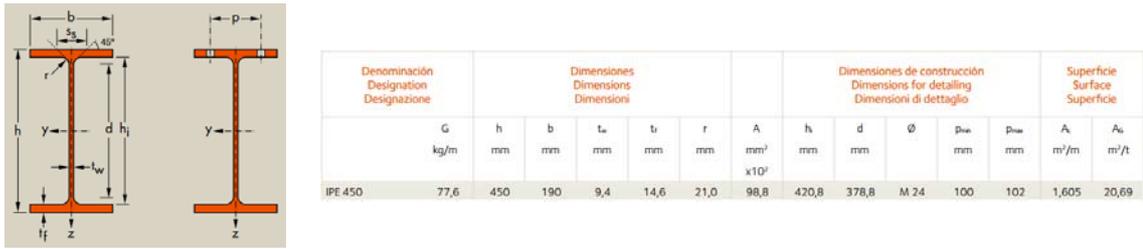


Figura 4.11 Esquema y dimensiones geométricas de un perfil IPE 450.

El patrón de calentamiento en forma de uve en la sección tenía unas dimensiones de  $h_v = 300$  mm y  $b_v = 80$  mm, tal como se muestra en la Figura 4.12. La temperatura media alcanzada en la zona calentada fue igual a  $T_m = 750$  °C –medida mediante cámaras termográficas–.

Además de los patrones de calentamiento se aplicaron fuerzas exteriores de distinta magnitud sobre las vigas provocando, en consecuencia, diversos momentos flectores.

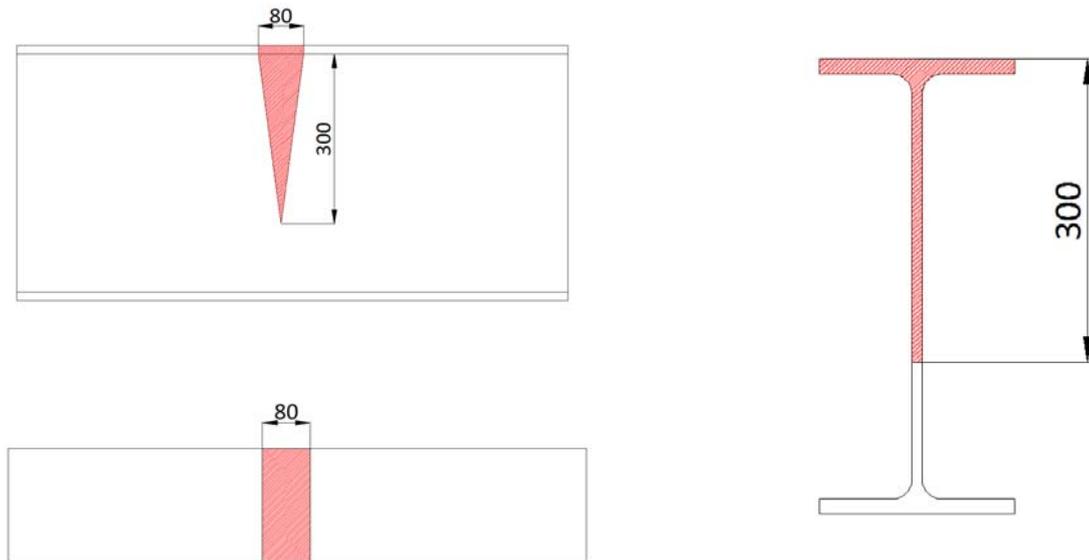


Figura 4.12 Patrón de calentamiento en forma de V en el alma y en forma de línea en el ala superior.

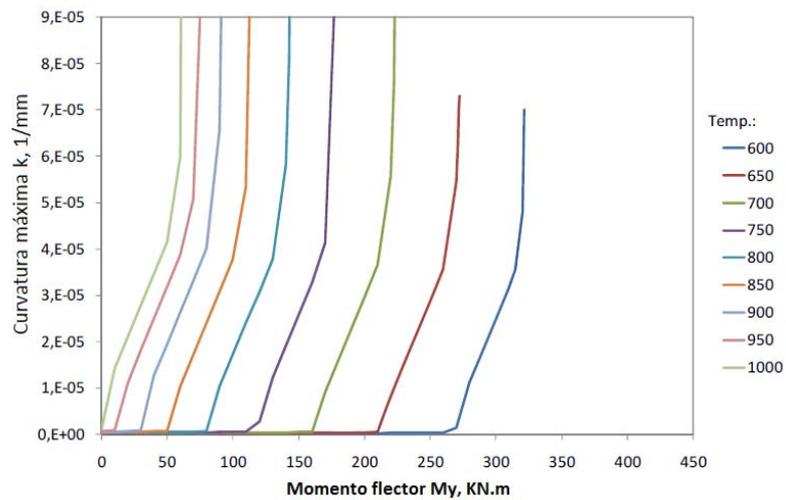


Figura 4.13 Diagrama curvatura-momento flector para el acero S235 JR

Aplicando el procedimiento anteriormente descrito resulta posible obtener las curvas curvatura frente a momento flector para diferentes temperaturas (para lo cual, a su vez, es preciso tener en cuenta el comportamiento mecánico del material en función de la temperatura). La Figura 4.14 y la Figura 4.15 muestran estos diagramas para los aceros S235 JR y S355 J2, respectivamente.

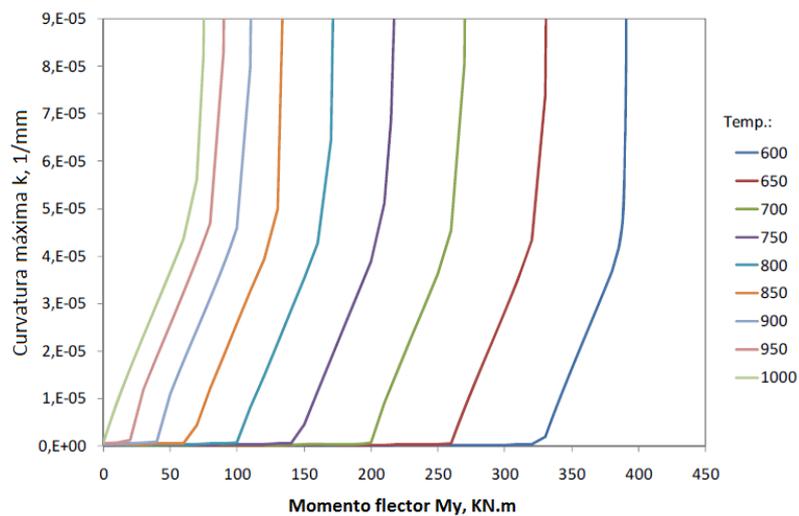
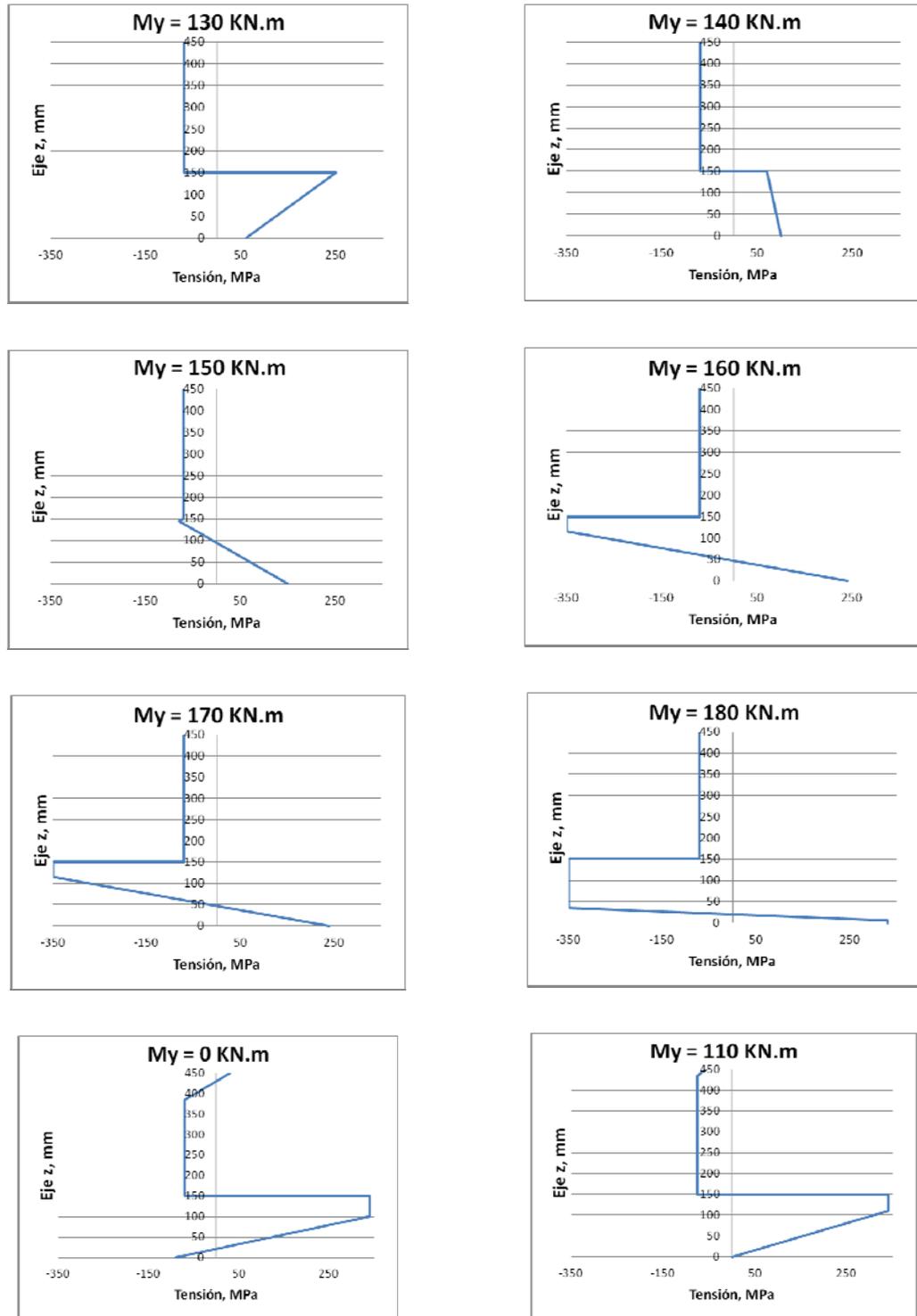


Figura 4.14 Diagrama curvatura-momento flector para el acero S355 J2

Partiendo de estos diagramas de curvatura - momento flector se obtuvieron los perfiles de tensiones normales en la sección en función del momento flector aplicado para el acero S355 J2, como puede apreciarse en la Figura 4.15. La parte superior de la sección

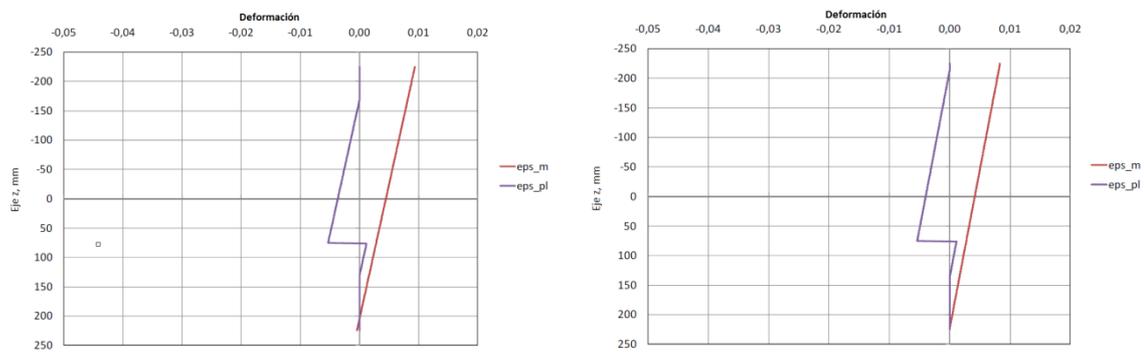
comprendida entre 150 y 450 mm se corresponde con la zona calentada de la sección mientras que la parte remanente, entre 0 y 150 mm, permanece fría.



*Figura 4.15 Distribución de tensiones en el eje z de la sección calentada para distintos valores del momento flector.*

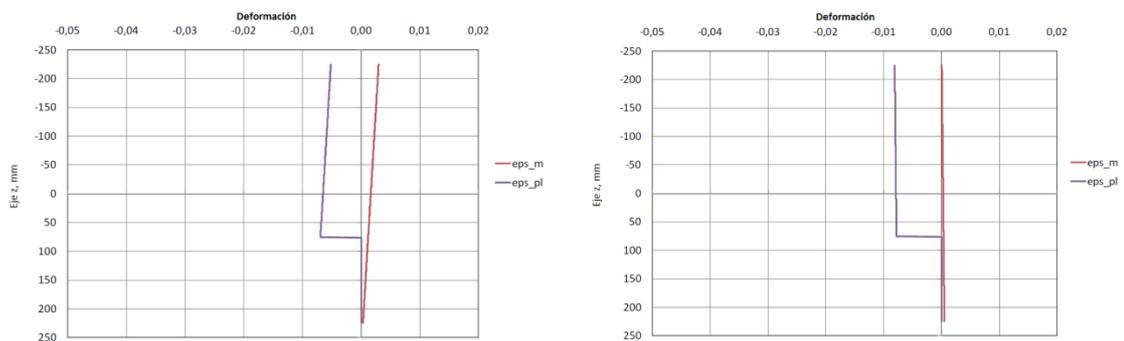
Como puede apreciarse en la secuencia de figuras anterior, al aplicar momentos flectores crecientes el ala superior, que ha sido calentada y que por lo tanto manifiesta un reducido valor del límite elástico, comienza a plastificar de forma que la sección remanente sin calentar debe ser capaz de absorber el momento flector remanente. Como puede observarse, esta región queda prácticamente agotada cuando el momento flector alcanza  $\sim 180$  kN.m.

Complementariamente se han obtenido los perfiles de deformaciones mecánicas,  $\epsilon_m$ , y plásticas,  $\epsilon_{pl}$ , en el canto de la sección correspondiente a los momentos flectores definidos anteriormente; estos perfiles se muestran en la Figura 4.16.



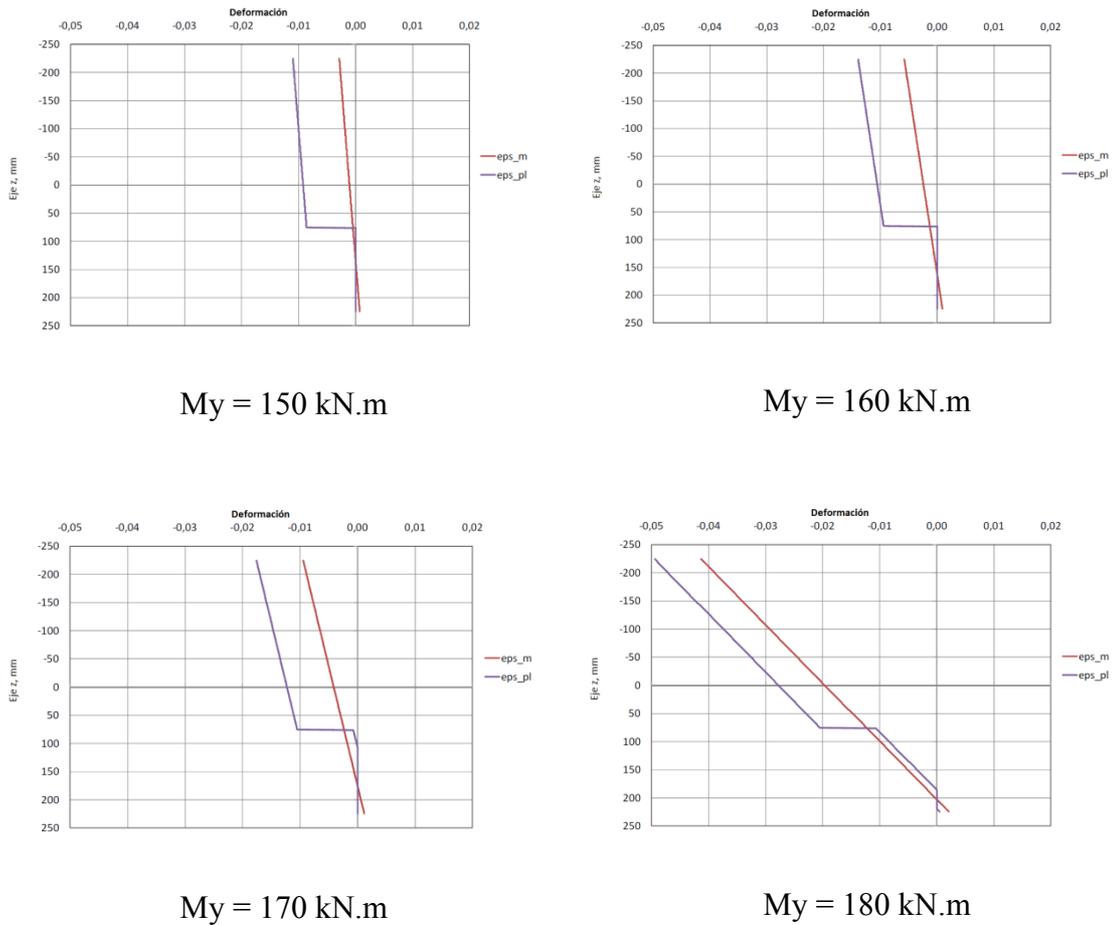
$My = 0$  kN.m

$My = 110$  kN.m



$My = 130$  kN.m

$My = 140$  kN.m



**Figura 4.16** Deformaciones mecánicas y plásticas en la sección calentada para diversos momentos flectores  $M_y$ .

#### 4.2.4 Limitaciones del procedimiento

El método aquí expuesto para predecir el estado final de deformaciones y tensiones residuales en un perfil sometido a un enderezado por llama representa, como es evidente, una aproximación simplista a un caso completamente general. Por este motivo, resulta conveniente enumerar las hipótesis simplificativas asumidas:

- En primer lugar, el método solo es aplicable sobre un perfil estructural; cualquier otra configuración geométrica (por ejemplo, una placa) queda fuera del alcance del método.

- El comportamiento del material se ha simplificado asumiendo una respuesta elástica – perfectamente plástica, es decir, despreciando la capacidad de endurecimiento del material más allá de su límite elástico.
- La sección resistente ha sido dividida en una región uniformemente calentada y otra región fría. Esto dista mucho de la compleja realidad térmica en el material durante las etapas de calentamiento y enfriamiento.
- Por otra parte, cuando alguno de los puntos materiales supera las condiciones de plastificación y posteriormente se descarga, es preciso tener en consideración las características del endurecimiento del material (efecto Bauschinger).

Esta enumeración (probablemente no exhaustiva) de limitaciones inherentes al método invitan a reconsiderar su utilidad / representatividad. Por extensión, puede objetarse la conveniencia de emplear métodos analíticos, necesariamente simplistas, para analizar situaciones tan complicadas.

### **4.3**      ***Método de la temperatura crítica***

El método analítico expuesto en la sección anterior permitía estimar el estado de deformaciones en un elemento estructural al someterle a un proceso de enderezado por llama tomando en consideración, entre otras cosas, la variación de las propiedades resistentes del material. El procedimiento que aquí se describe parte de un enfoque diferente, que deriva de los resultados obtenidos mediante simulaciones por elementos finitos de ensayos realizados sobre vigas de acero de grandes dimensiones calentadas según patrones en uve y rectangulares (ver Apartado 2.2.5). A partir de estos resultados es posible definir la así denominada “temperatura crítica”,  $T_{crit}$ , la cual permite, a su vez, determinar las deformaciones finales que se van a producir en el elemento.

Las simulaciones numéricas fueron realizadas utilizando un programa de simulación numérica por elementos finitos. Las vigas empleadas en los ensayos a escala real consistían en perfiles IPE 450, de 6 m de longitud fabricadas en acero S235. Los detalles experimentales se describen en el Apartado 4.4.1.

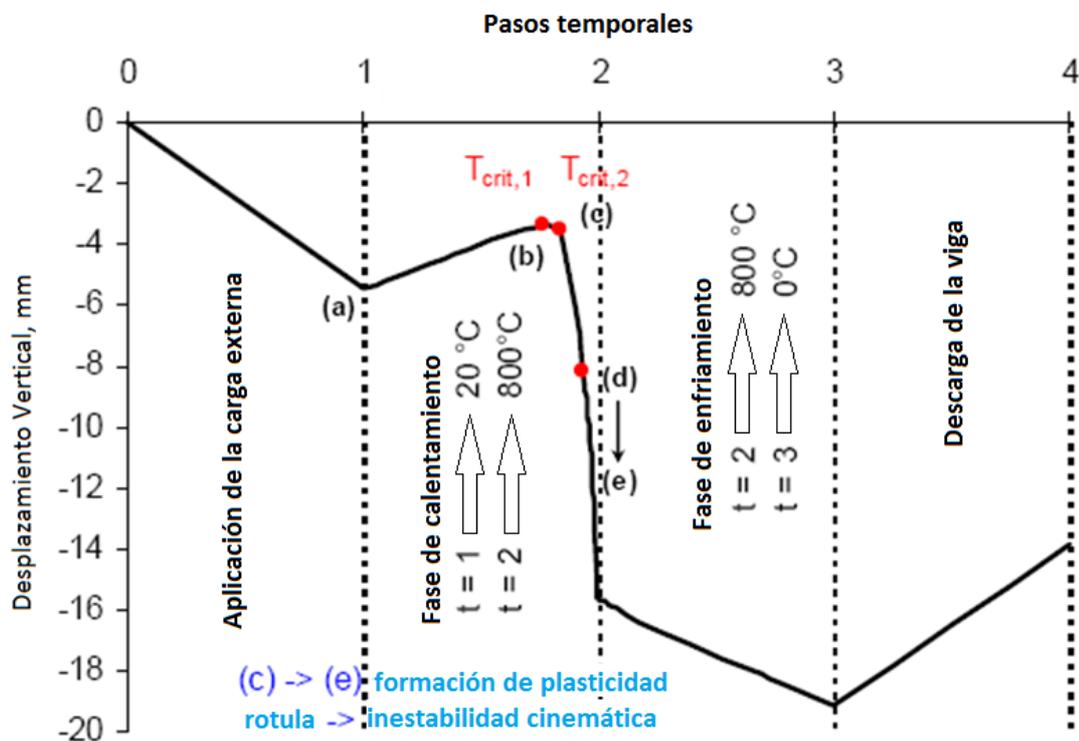
**4.3.1** *Resultados obtenidos mediante elementos finitos*

Para abordar el estudio del fenómeno de deformación desarrollado en una viga durante un enderezado por llama, se analizó un caso sencillo consistente en un simple calentamiento en forma de V en la zona central de la viga. La resolución del problema mediante simulación numérica se llevó a cabo en 4 pasos:

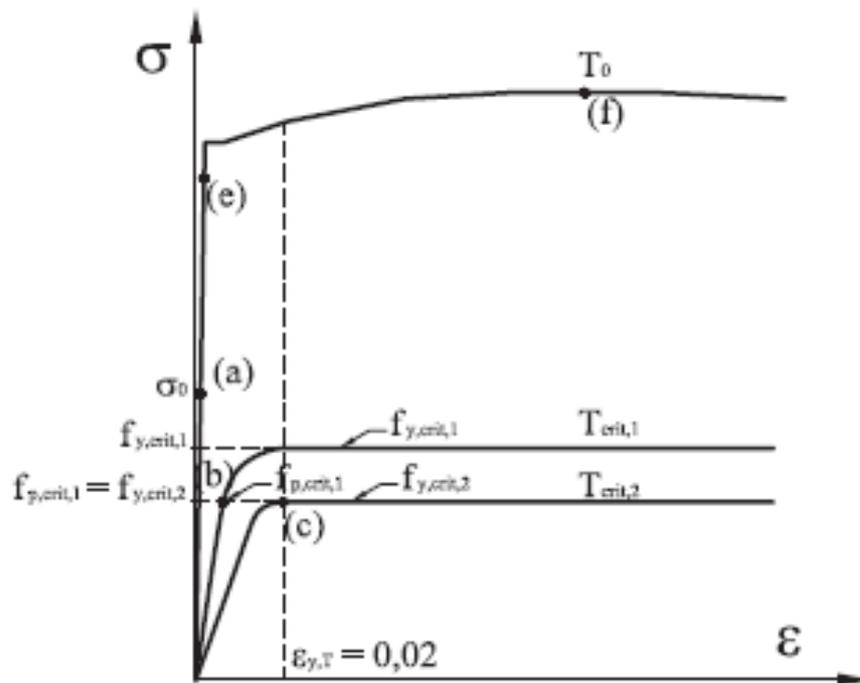
- En el primer paso ( $t=1$ ) se aplican las restricciones al movimiento y las cargas externas sobre la viga (en este caso una carga puntual en centro-luz).
- Seguidamente, en la fase de calentamiento, se aplica una temperatura constante ( $800^{\circ}\text{C}$ ) en la zona calentada (región en V) y se resuelve la situación en régimen estacionario.
- En el tercer paso, fase de enfriamiento, se obliga a que la temperatura dentro de la zona de calentamiento retorne a su valor inicial.
- En el último paso, fase de descarga, la viga se libera de las cargas exteriores aplicadas.

La Figura 4.17 muestra la evolución del desplazamiento vertical de la viga en centro-luz a lo largo de los cuatro pasos anteriores. Por su parte, en la Figura 4.18 se representan las curvas de comportamiento del material a diferentes temperaturas, que serán empleadas para la explicación del fenómeno que se expone a continuación. En la primera fase se observa que la viga experimenta un desplazamiento vertical negativo por efecto de la carga aplicada; seguidamente, en la fase de calentamiento, se recupera parte del desplazamiento inducido por la carga debido a la expansión que sufre el acero al ser calentado. A medida que aumenta la temperatura, las propiedades mecánicas del material se ven atenuadas (Figura 4.18). Llegado un determinado momento (cuando la temperatura alcanza el valor denominado  $T_{crit,1}$ ) la tensión de compresión en las fibras superiores de la viga (región calentada) alcanza el límite de proporcionalidad del material para dicha temperatura,  $f_{p,Tcrit,1}$  (Figura 4.18) y el momento resistente de la sección calentada es igual al momento creado por la carga exterior. Si la temperatura sigue aumentando, el estado tensional en la zona calentada llega a superar el límite elástico del material dado que este se reduce aun más (Figura 4.18). La denominada

$T_{crit,2}$  se corresponde con el momento en el cual el estado tensional presente alcanza el límite elástico del material,  $f_{y,Tcrit,2}$  (Figura 4.18). En este momento la deformación plástica en la zona calentada es aproximadamente del 2%. Si la temperatura en dicha zona aumenta por encima de esta temperatura la parte calentada de la sección transversal deja de ser capaz de resistir la tensión y el equilibrio lo sustenta únicamente la parte sin calentar hasta que se supera el límite elástico en toda esta región. Esta fase da lugar a grandes desplazamientos en la viga y al pandeo de su alma y de sus alas. En la fase de enfriamiento la parte calentada sufre la correspondiente contracción térmica. Las deformaciones plásticas remanentes tras la fase de enfriamiento dan lugar a la flexión permanente de la viga con la consiguiente flecha.



**Figura 4.17** Evolución del desplazamiento vertical en el análisis termo-mecánico



**Figura 4.18** Curvas de tracción de aceros al carbono a distintas temperaturas

En este trabajo se ha desarrollado un método analítico para simular la secuencia de mecanismos descritos anteriormente. Considerando la sección transversal calentada, simplificando el estado tensional obtenido numéricamente en las diversas fases del proceso (Figura 4.19), las temperaturas críticas pueden ser calculadas de forma sencilla, asumiendo que la viga, al estar cargada externamente (Figura 4.20), está sometida a unas leyes de esfuerzos lineales en la sección transversal con un valor máximo  $\sigma_0$  (estado (a) en la Figura 4.21). La altura  $h_v$  de la sección transversal representa la altura afectada directamente por la llama durante la fase de calentamiento.

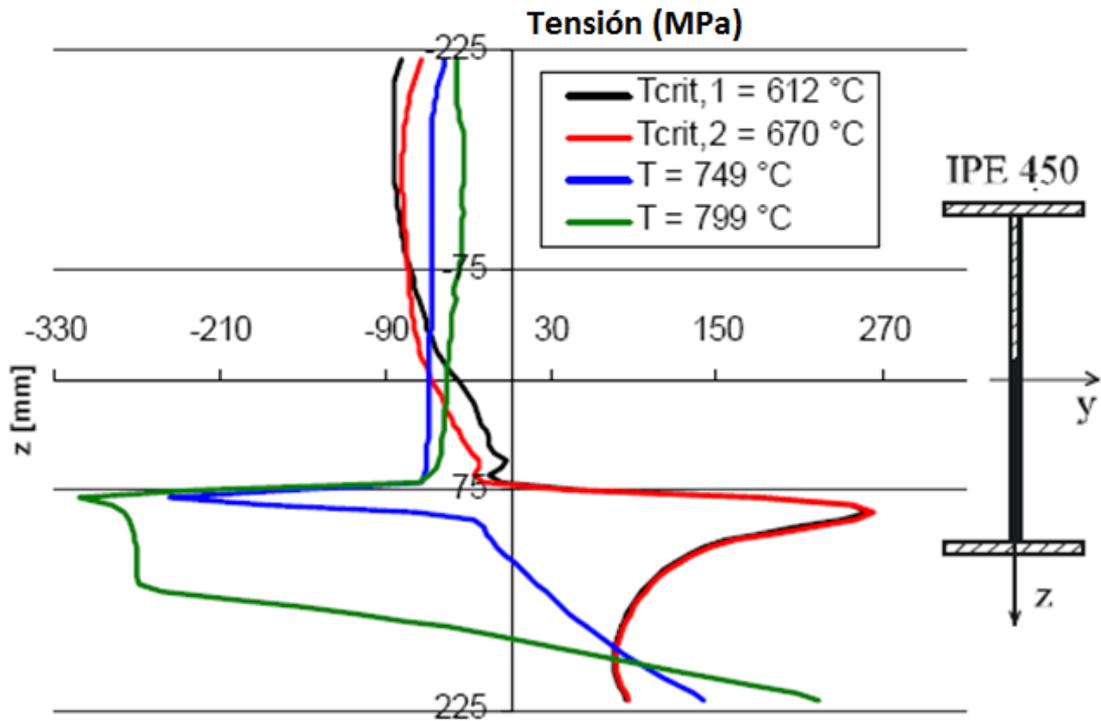


Figura 4.19 Tensión normal en la sección transversal para diferentes temperaturas en la zona en V calentada (altura de la V calentada desde  $z = -225$  hasta  $z = 75$ )

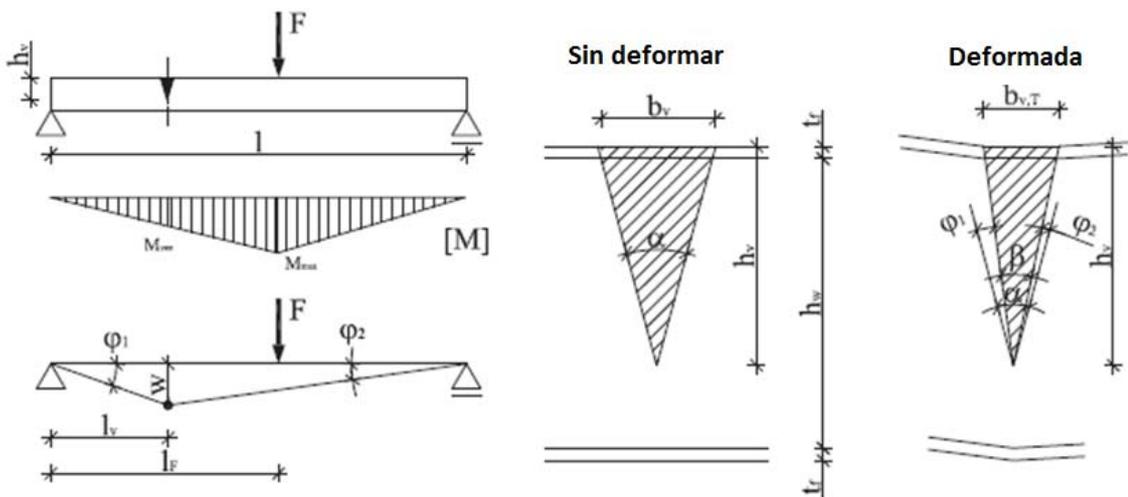
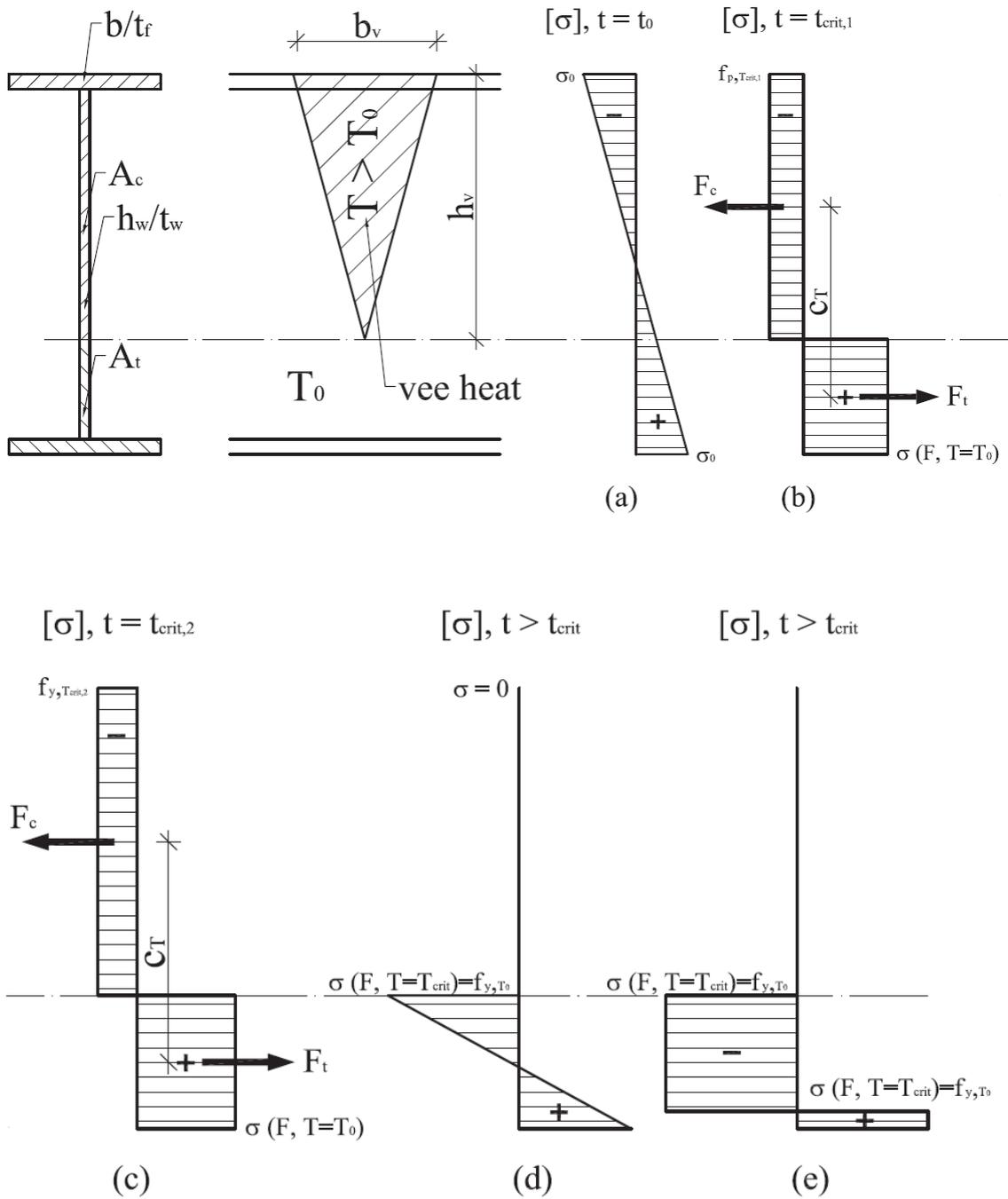


Figura 4.20 Flecha en la viga debida a la deformación plástica en la V calentada



**Figura 4.21** Distribución de tensiones simplificada en la sección transversal calentada para diferentes temperaturas.

La primera temperatura crítica se alcanza cuando el momento resistente de la sección transversal es igual al momento flector  $M_V$  causado por la carga exterior aplicada. En

este momento la tensión en la zona calentada de la sección transversal alcanza el denominado límite de proporcionalidad o límite elástico  $f_{p,Tcrit,1}$ . La tensión en la parte no calentada de la sección transversal equilibra la compresión existente en la zona calentada. Se asume que la parte no calentada de la sección transversal permanece a la temperatura inicial de la viga, una vez aplicada la llama. De ello se desprende la ecuación 4.14. En ella  $M_V$  representa el momento creado por la fuerza exterior en  $x = hv$ ,  $A_c$  el área de la sección transversal comprimida y  $c_T$  la distancia entre centros de gravedad de la zona en compresión y la zona en tracción en la sección transversal.

$$f_{p,Tcrit,1} = \frac{M_V}{A_c \cdot c_T} \quad (4.14)$$

La segunda temperatura crítica se determina de forma similar. El incremento de temperatura entre  $T_{crit,1}$  y  $T_{crit,2}$  no altera el estado tensional en la sección transversal, ecuación 4.15, (Figura 4.19), sin embargo hay un incremento importante de la deformación en la zona calentada. En las curvas de tracción del material mostradas en la Figura 4.18, este paso descrito corresponde al camino seguido desde el punto (b) al punto (c).

$$f_{p,Tcrit,2} = f_{p,Tcrit,1} = \frac{M_V}{A_c \cdot c_T} \quad (4.15)$$

La deformación en la viga se puede calcular asumiendo que se concentra únicamente en la zona calentada en uve y que esta zona se comporta como un muelle no lineal mientras que el resto de la viga se comporta como un sólido rígido. La anchura de la zona en V calentada después del enfriamiento,  $b_{v,T}$ , puede ser expresada en función de la contracción,  $\epsilon_T$  (se considera que la compresión se corresponde con un signo positivo), como se expresa en la ecuación 4.16 donde  $\epsilon_T$  es la deformación plástica permanente en la zona calentada.

$$b_{v,T} = (1 - \epsilon_T) \cdot b_v \quad (4.16)$$

A la temperatura  $T_{crit,1}$  la deformación plástica es igual a 0, sin embargo, cuando la temperatura aumenta hasta la  $T_{crit,2}$ , la tensión en la zona calentada permanece constante e igual a  $f_{y,Tcrit,2}$  de forma que, de acuerdo con la curva de tracción dada por la norma [39], equivale a una deformación del 2%:

Temperaturas superiores a  $T_{crit,2}$  causarían hipotéticamente deformaciones infinitas en la zona calentada (plasticidad perfecta) y por lo tanto la resistencia en toda esta sección transversal se limitaría a la parte no calentada de la misma (Figura 4.21 (d), (e)). La altura de la V en la zona calentada suele ser tal que el momento resistente de la zona sin calentar en la sección transversal no resulta suficiente como para resistir la carga exterior y, por lo tanto, esta zona sin calentar plastifica por completo para temperaturas superiores a  $T_{crit,2}$  lo que provoca unas deformaciones incontroladas en la viga. Los desplazamientos en las simulaciones numéricas en este punto del proceso son muy sensibles al modelo de comportamiento del material introducido así como al número de puntos de integración existentes en el espesor de la malla.

Las dilataciones y contracciones de la zona calentada debido al aumento de la temperatura en el acero pueden ser calculadas usando la siguiente ecuación (4.17).

$$\varepsilon_T = \alpha_T \cdot \Delta T \quad (4.17)$$

La deformación en la viga se puede expresar en función de la rotación en la zona calentada en forma de uve según las ecuaciones (4.18) y (4.19) (ver Figura 4.20).

$$\varphi = \varphi_1 + \varphi_2 \quad (4.18)$$

$$\varphi = \alpha - \beta \quad (4.19)$$

Esta formulación puede dar como resultado grandes deformaciones en la viga para ángulos grandes de la zona calentada en V, debido a que se asume que las deformaciones son constantes en toda la zona calentada en V. En [4] el autor sugiere que el ángulo en la V de la zona calentada no supere los 20° precisamente para limitar

las deformaciones antes mencionadas. Considerando esta restricción el ángulo se puede expresar como:

$$\alpha = 2 \cdot \arctg\left(\frac{b_v}{2 \cdot h_v}\right) \leq 20^\circ, \quad \text{si no } \alpha = 20^\circ \quad (4.20)$$

Como  $\varphi$  es muy pequeño, la simplificación  $\varphi = \tan \varphi$  es posible y  $\beta$  puede ser expresado por medio de la ecuación (4.21).

$$\beta = \left\{ \begin{array}{l} 2 \arctg\left(\frac{b_{v,T}}{2 \cdot h_v}\right) = 2 \arctg\left(\frac{(1 - \varepsilon_T) \cdot b_v}{2 \cdot h_v}\right); \alpha \leq 20^\circ \\ 2 \arctg\left(\frac{b_{v,T}}{2 \cdot h_v}\right) = 2 \arctg\left(\frac{(1 - \varepsilon_T)}{2 \cdot h_v} \cdot \operatorname{tg}(20^\circ)\right); \alpha > 20^\circ \end{array} \right\} \quad (4.21)$$

La flecha de la viga en el punto debajo de la zona calentada en V puede expresarse por la rotación  $\varphi$  que haya sufrido dicha zona calentada, siguiendo la ecuación (4.22).

$$w = l_v \cdot \varphi_l = \left(\frac{l - l_v}{l} \cdot \varphi\right); \quad l_v \leq 20^\circ \quad (4.22)$$

Si dos zonas calentadas están localizadas simétricas respecto a la fuerza exterior y la fuerza exterior está localizada en el centro de la viga, a  $l/2$ , la máxima flecha será la establecida en la ecuación (4.23).

$$w = l_v \cdot \varphi \quad (4.23)$$

#### 4.3.2 *Discusión del método*

El propósito del procedimiento descrito es el de estimar la temperatura de las zonas calentadas y la intensidad de la fuerza exterior que se necesita para provocar deformaciones significativas en la viga. Como se ha señalado, la flecha final de la viga depende principalmente de las curvas de tensión-deformación del material a elevadas

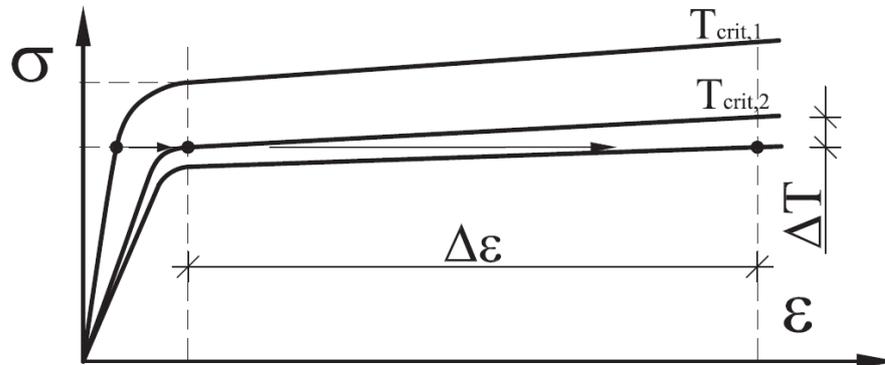
temperaturas. Para conseguir deformaciones significativas en la viga la temperatura en la zona calentada en V debe ser superior a la  $T_{crit,1}$ , pero inferior o igual a la  $T_{crit,2}$ . La diferencia absoluta entre las dos temperaturas críticas es bastante reducida, habitualmente inferior a 60° C. Las propiedades del acero a elevadas temperaturas son dispersas, siendo este otro de los motivos de la alta sensibilidad del método propuesto, lo cual no supone una sorpresa dado que el método del enderezado por llama es en sí un método altamente sensible a las condiciones impuestas y volátil en cuanto a los resultados obtenidos. Una de las posibles soluciones para hacer que este método sea útil en taller es definir diferentes curvas de tensión-deformación a elevadas temperaturas según el tipo de acero (aceros con bajo contenido en carbono, aceros de alta resistencia,...) teniendo en cuenta también la curva tensión deformación del acero de la viga a temperatura ambiente. Basándose en dichas curvas las temperaturas críticas pueden ser determinadas con una precisión satisfactoria.

La principal simplificación del método propuesto es la aceptación de que existen campos de temperatura constantes en toda la zona uve calentada que es la responsable de la rotación y deformación en la viga. En las simulaciones numéricas la temperatura en toda la zona en V calentada varía en dicha región. Esto causa un gradiente diferencial en la viga, que provoca la elevación de la misma en un primer instante. Cuando la temperatura crítica se alcanza, la deformación plástica prevalece sobre la expansión térmica. Debido a que el tiempo no influye en el análisis del estado estacionario y a que la temperatura es constante en toda la uve, esta zona calentada se convierte en una rótula plástica y la viga comienza a deformarse rápidamente. Si se considera un cierto endurecimiento por deformación, un pequeño aumento de la temperatura puede desembocar en grandes deformaciones (desplazamientos), como se ve en la Figura 4.22.

Por tanto, un posible método para alcanzar las deformaciones deseadas mediante el procedimiento del enderezado por llama sería el siguiente:

- Calcular la temperatura crítica.
- Calentar la viga hasta la temperatura crítica y mantenerla. La viga empezará a flectar.
- Detener el calentamiento cuando se haya alcanzado la deformación deseada.

- Una vez se detenga el calentamiento se producirán deformaciones adicionales debidas a las contracciones térmicas.



**Figura 4.22** *Curvas de tensión deformación con endurecimiento*

El problema que conlleva este método es que se introducen deformaciones muy grandes así como importantes tensiones residuales en la zona calentada. Otro problema es la dificultad para medir con precisión tanto la temperatura como la deformación que experimenta la viga.

### **4.3.3** *Ejemplo práctico*

En este apartado se explican los detalles para la aplicación del método descrito anteriormente sobre un ensayo real (en este caso el ensayo 1 del apartado 4.4.1). Se ha tenido en consideración cómo se desarrolla en taller el proceso de calentamiento en forma de uve; normalmente se suele calentar primero el ala por la parte superior y después el alma por ambas caras, primero un lado y después el otro. El flujo de calor debe ser tal que después de cada paso la temperatura en la zona sea igual o superior a la temperatura crítica; en este sentido, la velocidad del movimiento de la llama debe ser la apropiada para conseguir la temperatura deseada en la zona calentada pero sin superar ciertos límites de temperatura que pueden resultar perniciosos para las propiedades del material.

#### **4.3.3.1** *Paso 1: Calentamiento del ala*

Cuando hacemos pasar la antorcha con la llama a lo largo de la anchura del ala la temperatura se incrementa rápidamente alcanzado la temperatura máxima en cuestión de

segundos, entrando la zona calentada del material en la parte plástica de la curva de tensión-deformación. Este calentamiento no provoca que la viga se eleve debido a que la parte calentada de la sección transversal es pequeña en comparación con el resto de sección no calentada y por lo tanto no puede dilatarse, la parte no calentada es todavía demasiado rígida.

#### **4.3.3.2 Pasos 2 y 3: Calentamiento del alma por cada lado**

El alma se puede calentar desde arriba hacia el vértice de la V en la parte baja. Cuando la temperatura alcanza la crítica, el material entra en el estado plástico de la curva tensión-deformación como se ha dicho. Aunque el gradiente térmico que se da en la viga debe resultar en la elevación de la misma, esta no se produce, porque el momento resistente remanente de la sección transversal en V calentada está en equilibrio con la carga externa y la parte calentada de la sección transversal está en la zona plástica de la curva del material (ver Figura 4.21). Por otra parte, el alma causará una desviación adicional en la viga, solo si la temperatura del ala sigue siendo al menos igual a la temperatura crítica, cuando el alma está siendo calentada. Esta conclusión se desprende también de la suposición principal del método propuesto y fue confirmado por las simulaciones numéricas y por los ensayos.

Otra conclusión importante es que si la temperatura en la zona calentada en V está por debajo de la  $T_{crit}$  la expansión térmica en la fase de calentamiento es seguida por la contracción térmica en la fase de enfriamiento. Esta respuesta lineal es reversible (en realidad no totalmente) y por lo tanto cabe realizar una *segunda suposición*: Los desplazamientos en la viga se considerarán 0 si la temperatura alcanzada en la zona calentada en V es menor que la  $T_{crit}$ .

El calentamiento de las uves se llevó a cabo en tres pasos. La duración del calentamiento está representada por la línea de color negro (el consumo de acetileno). En cada paso se calentaron varias uves; en el primer paso no se aplicó ninguna fuerza externa. La temperatura se midió sólo en el primer paso en el alma y el ala en la zona V1. Los resultados se presentan en la Tabla 4.3. Durante el primer paso de la fase de calentamiento la viga se levantó (desplazamiento vertical negativo). En la fase de enfriamiento la viga se deforma en el sentido gravitatorio (desplazamiento vertical

positivo) en una fracción mayor de lo que se había elevado. La deformación final de la viga en la primera etapa fue de 1,3 mm. Las temperaturas críticas de las zonas calentadas V1, V2 y V3, cuando la viga se expone sólo a la gravedad, son alrededor de 1070 ° C. Debido a que las temperaturas en la prueba fueron inferiores a los 1070 ° C, la deformación plástica del material no se formó y la expansión térmica pudo desarrollarse. En la fase de enfriamiento la expansión térmica fue más o menos reversible (contracción térmica). Esto es consistente con el segundo supuesto.

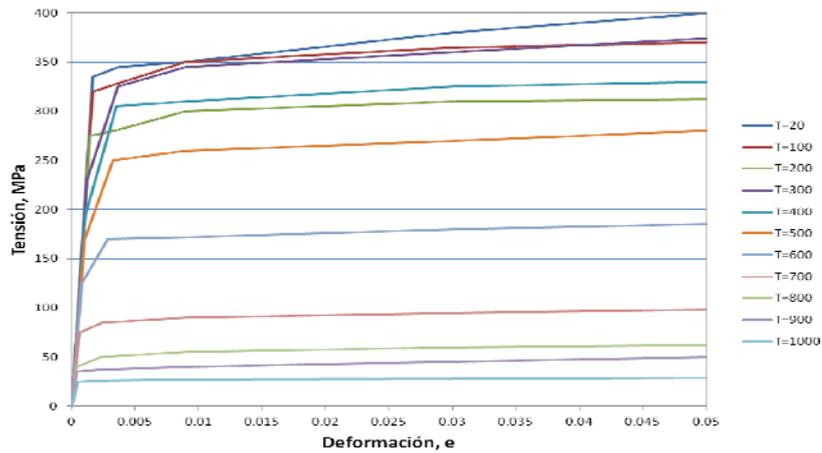
En la segunda y tercera fase se aplicó una fuerza externa a la viga. Durante la fase de calentamiento, los desplazamientos fueron oscilantes. Este comportamiento se debe a la respuesta de la viga cuando se calienta una sola zona en uve. No se lograron desplazamientos significativos durante la fase de calentamiento. La flecha de la viga se produjo por la contracción térmica del acero durante la fase de enfriamiento.

De estos resultados se pueden sacar las siguientes conclusiones:

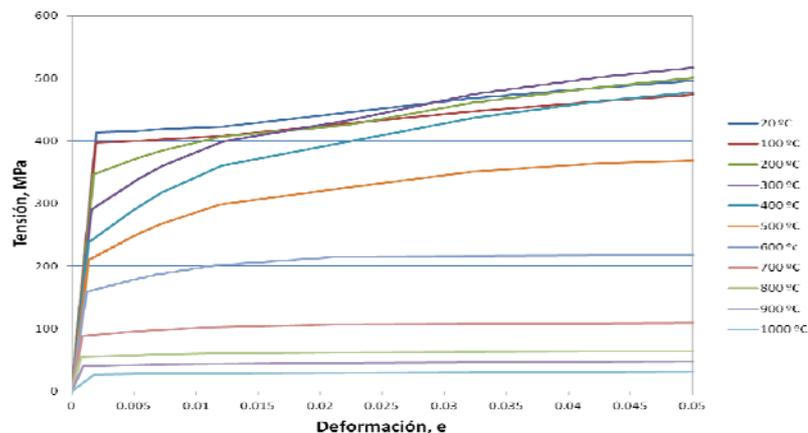
- Una viga expuesta al enderezado por llama sufre deformaciones insignificantes si la zona calentada no supera la temperatura crítica.
- Durante la fase de calentamiento la viga tiende a levantarse debido a la expansión térmica del acero. La elevación generada en las fases de calentamiento es más o menos reversibles en la fase de enfriamiento. Por lo tanto, la viga regresará más o menos a su posición inicial después de completarse el enfriamiento.
- La viga se deforma significativamente si la temperatura en la zona calentada en V es superior a la temperatura crítica. La temperatura crítica provoca deformaciones plásticas y, a su vez, la expansión térmica está restringida por la carga exterior.
- El enfriamiento lento da lugar a la contracción térmica, causando la flecha significativa en la viga.
- Si se mantiene la temperatura en la zona calentada por encima de la temperatura crítica por un período más largo de tiempo o si se alcanzan temperaturas por encima de la segunda temperatura crítica, deformaciones adicionales pueden producirse durante la fase de calentamiento en la viga.
- Por lo tanto, la desviación final de la viga es la suma de la deformación debido a la contracción térmica y la deformación adicional debido al tiempo de aplicación de la carga.

**4.3.4 Aplicación del método propuesto**

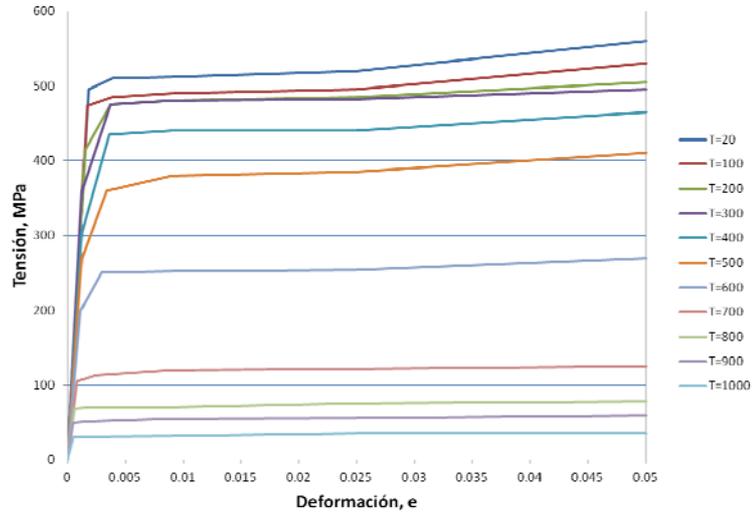
Las temperaturas críticas se calculan a partir de las características mecánicas del material las cuales provienen de los ensayos de tracción realizados (en este caso sobre los aceros S235JR, S355J2 y S460ML) a distintas temperaturas y cuyos resultados se muestran en la Figura 4.23, Figura 4.24 y Figura 4.25, respectivamente. Basándose en estas curvas se han establecido las ecuaciones (4.24), (4.25) y (4.26) que relacionan, respectivamente, la temperatura con el límite elástico y con el límite elástico equivalente para un valor de deformación plástica del 2%. Para el ajuste se han empleado expresiones polinómicas de tercer grado. La Figura 4.26, Figura 4.27 y Figura 4.28 representan los puntos obtenidos empíricamente para los aceros S235JR, S355J2 y S460ML así como los ajustes polinómicos correspondientes.



**Figura 4.23** Curvas de tracción a distintas temperaturas para el acero S235JR



**Figura 4.24** Curvas de tracción a distintas temperaturas para el acero S355J2



**Figura 4.25** Curvas de tracción a distintas temperaturas para el acero S460ML

Funciones para el acero de calidad S235, valores medios:

$$T(f_{p,T}) = -0.000036 f_{p,T}^3 + 0.0209 f_{p,T}^2 - 6.1753 f_{p,T} + 1079.4 \tag{4.24}$$

$$T(f_{y,T}) = -0.00007 f_{y,T}^3 + 0.0407 f_{y,T}^2 - 8.2435 f_{y,T} + 1145.6$$

Funciones para el acero de calidad S355, valores medios:

$$T(f_{p,T}) = -0.000018 f_{p,T}^3 + 0.0132 f_{p,T}^2 - 4.8999 f_{p,T} + 1079.2 \tag{4.25}$$

$$T(f_{y,T}) = -0.000036 f_{y,T}^3 + 0.0259 f_{y,T}^2 - 6.5785 f_{y,T} + 1146.2$$

Funciones para el acero de calidad S460, valores medios:

$$T(f_{p,T}) = -0.000012 f_{p,T}^3 + 0.0097 f_{p,T}^2 - 4.041 f_{p,T} + 1076.9 \tag{4.26}$$

$$T(f_{y,T}) = -0.000023 f_{y,T}^3 + 0.0194 f_{y,T}^2 - 5.6955 f_{y,T} + 1150.7$$

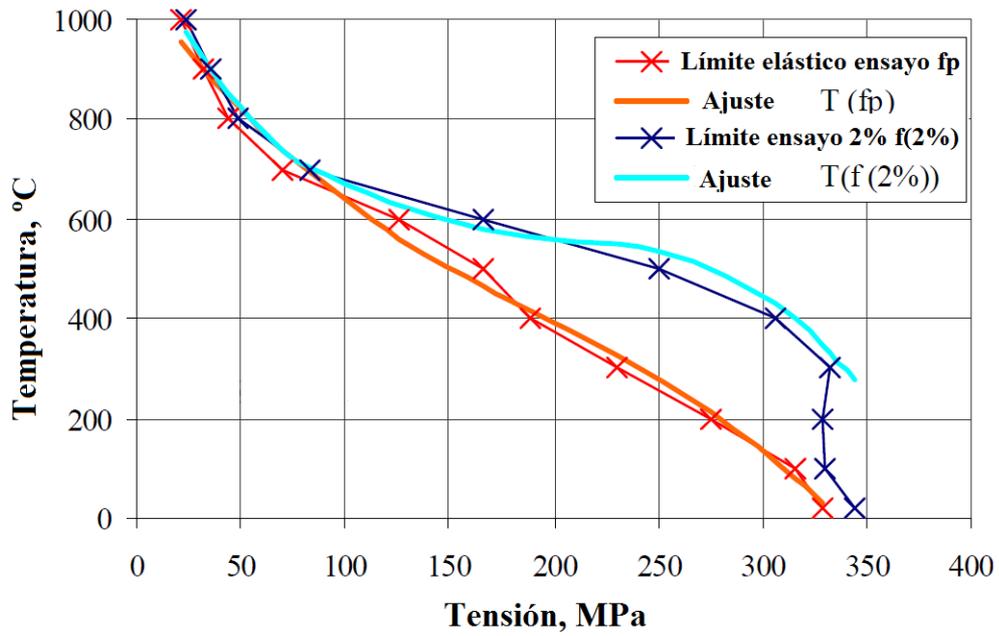


Figura 4.26 Gráficas de la temperatura en función del límite elástico y límite elástico en el 2% de deformación plástica para el S235

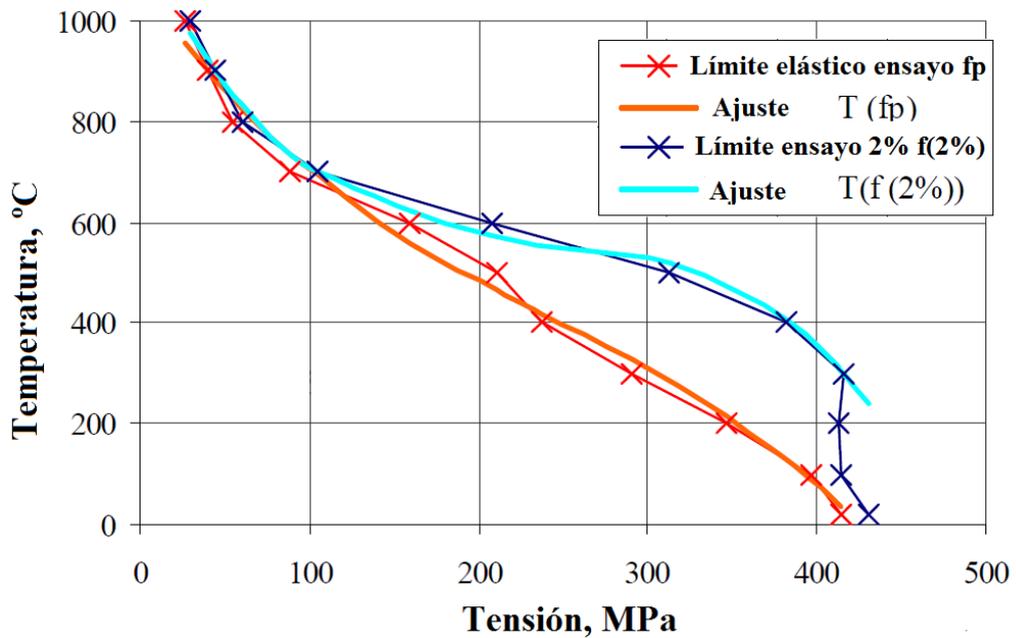


Figura 4.27 Gráficas de la temperatura en función del límite elástico y límite elástico en el 2% de deformación plástica para el S355

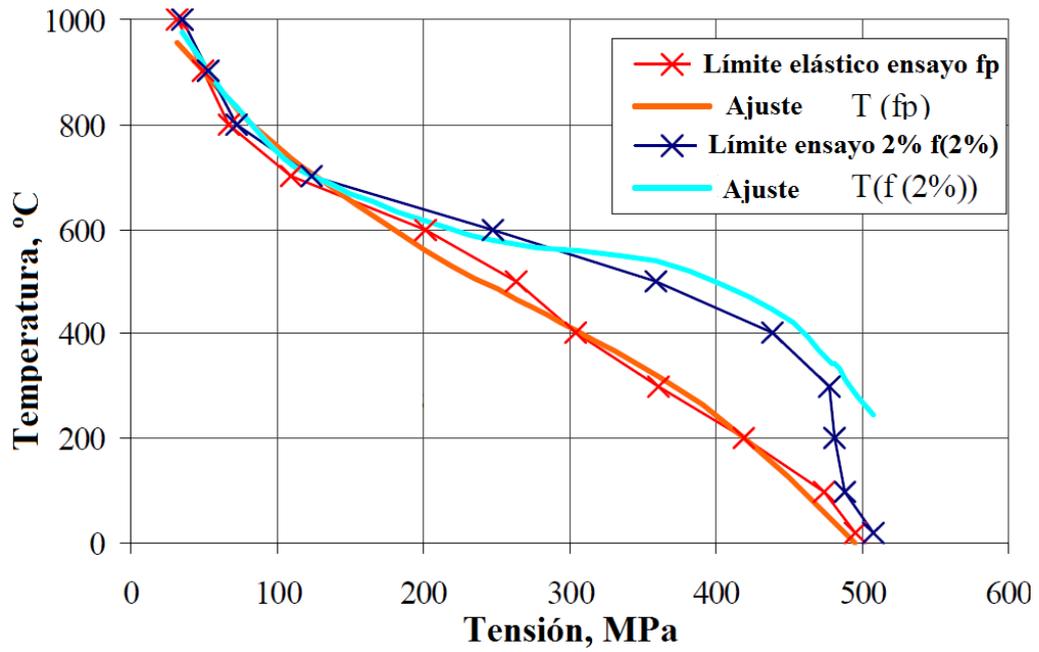


Figura 4.28 Gráficas de la temperatura en función del límite elástico y límite elástico en el 2% de deformación plástica para el S460

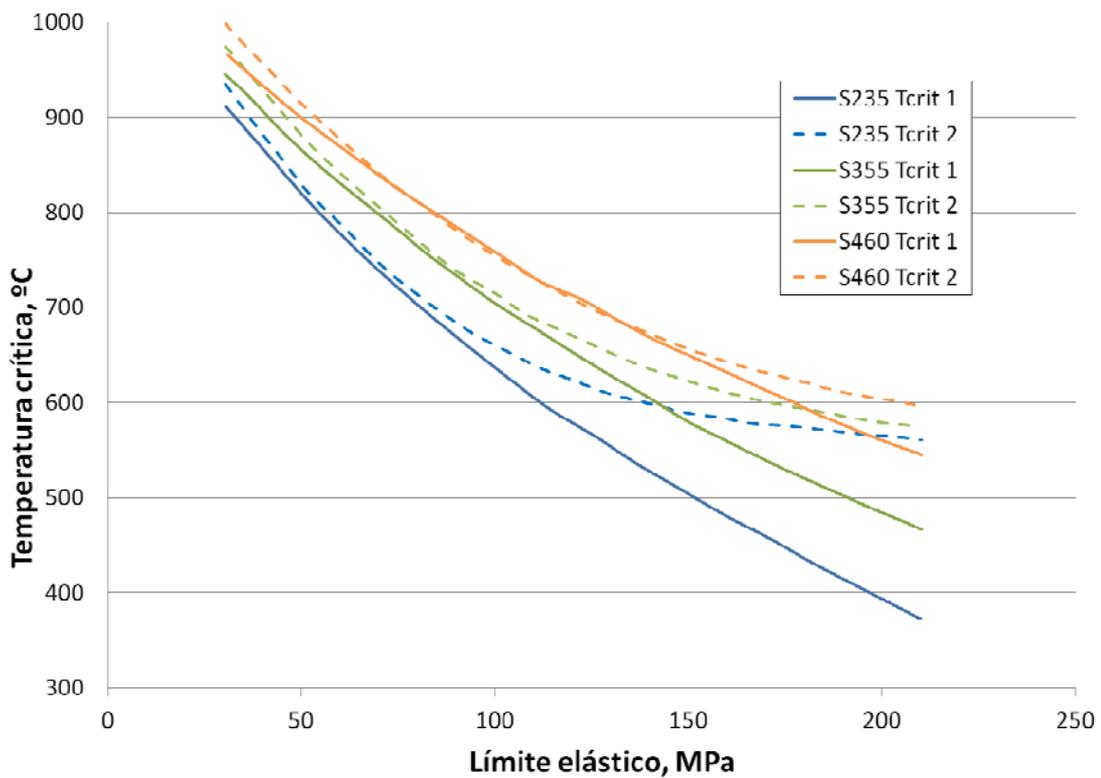


Figura 4.29 Primera y segunda temperaturas críticas para los aceros S235, S355 y S460

La Figura 4.29 muestra la primera y segunda temperatura crítica en función del límite elástico de los tres aceros estudiados. En abcisas se representa la tensión en la sección transversal de la zona calentada en uve que está directamente relacionada con la fuerza exterior aplicada. Esta figura aclara dos ideas:

- Por encima de 650 °C existe muy poca diferencia entre  $T_{crit,1}$  y  $T_{crit,2}$ .
- Las diferencias entre las temperaturas críticas dependiendo de los distintos aceros son de magnitudes apreciables.

#### **4.4**      ***Validación experimental de los métodos propuestos***

Para probar la validez de los métodos se han realizado en laboratorio cinco ensayos reales sobre vigas metálicas, controlando cuidadosamente todas las variables, entre ellas las cargas aplicadas y las deformaciones resultantes. Los cinco ensayos estudiados se realizaron sobre perfiles IPE 450 de seis metros de longitud. En cada ensayo se aplicó un patrón de calentamiento distinto y unas fuerzas exteriores diferentes.

A continuación se pormenoriza cada ensayo y se presenta una comparativa entre los resultados reales y los resultados derivados de la aplicación del método analítico propuesto.

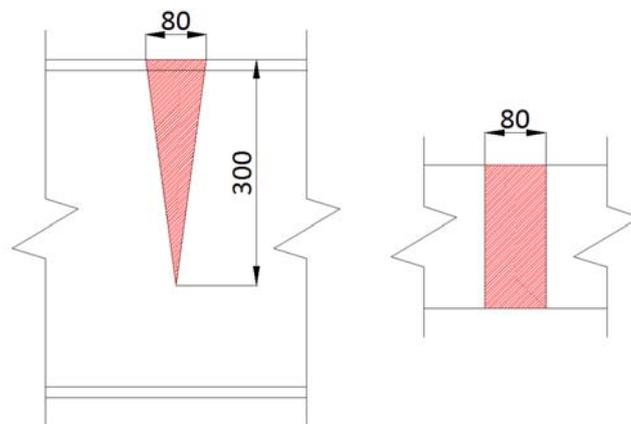
##### **4.4.1**      ***Ensayo 1***

Este ensayo fue realizado sobre una viga de 6 metros de longitud y perfil IPE 450 fabricada en acero S235JR. Esta fue sometida a distintos calentamientos mediante un soplete con una llama que usaba como combustible acetileno, simulando un proceso real de enderezado por llama. El ensayo se desarrolló en tres etapas sucesivas en las que se aplicó calor en distintas zonas de la viga la cual estaba sometida a una fuerza vertical en centro-luz. En cada etapa las zonas calentadas fueron variando, así como el valor de la fuerza aplicada. El patrón de calentamiento aplicado, en forma de uve en el alma y lineal en las alas, se corresponde con las dimensiones que se muestran en la Figura 4.30 y Figura 4.31.

La secuencia de calentamiento en cada zona fue la siguiente:

- Calentamiento del ala.
- Calentamiento de un lado del alma en sentido descendente.
- Calentamiento del otro lado del alma en sentido descendente.

Durante el ensayo se controlaron tanto la temperatura como los desplazamientos verticales en varios puntos relevantes de la viga. La temperatura fue registrada mediante cuatro termopares (T1, T2, T3 y T4) embebidos en el acero, colocados en la zona en uve calentada central a distintas profundidades, tal como se muestra en la Figura 4.32, parte derecha. La carga exterior (AL según la notación de la Figura 4.32, izquierda) se aplicó en el centro de la viga. Los movimientos verticales se controlaron mediante 6 comparadores verticales apoyados directamente sobre el ala inferior de la viga colocados según se muestra en la parte izquierda de la Figura 4.32. Asimismo se incluye en la Tabla 4.1 un resumen de todos los dispositivos empleados y su posición exacta en la viga.

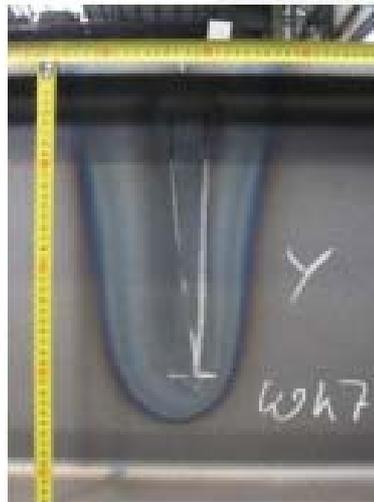


**Figura 4.30** Esquema del patrón de calentamiento en uve aplicado en el ensayo

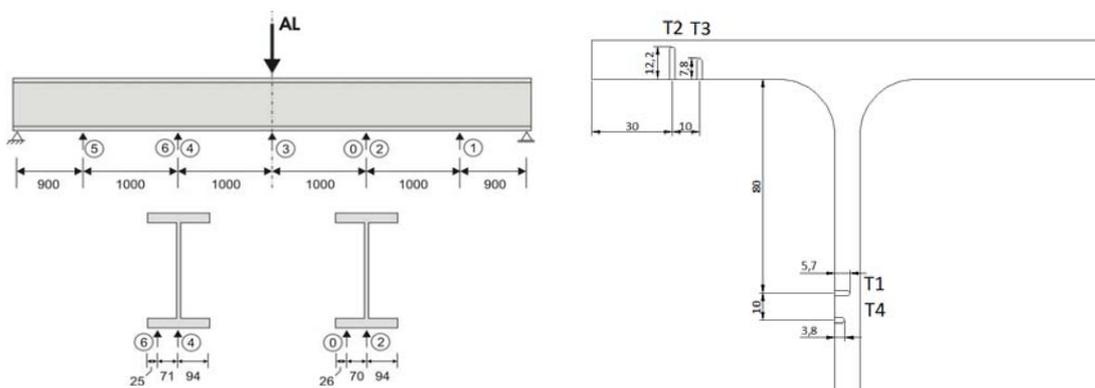
La configuración completa de las posiciones sobre las que se aplicó la llama en la viga se muestran en la Figura 4.33.

Como se ha indicado, el ensayo fue realizado en tres pasos consecutivos y en cada paso se aplicaron calentamientos en distintas zonas de la viga a la vez que se aplicaba una fuerza exterior. En el primer paso se calentaron tres secciones que correspondían con las uves 1, 2 y 3 de la Figura 4.33 y no se aplicó ninguna fuerza exterior adicional. En el

segundo paso se calentaron cuatro zonas, coincidiendo con las uves 4, 5, 6 y 7 y se aplicó una fuerza exterior en el centro luz de la viga de 75 kN. Por último en el tercer paso se aplicaron calentamientos en cuatro zonas coincidentes con las uves 8, 9, 10 y 11 y se aplicó una fuerza exterior de 67 kN. En la Tabla 4.2 se resumen el proceso del ensayo.



**Figura 4.31** Fotografía de una de las zonas después de ser calentada.

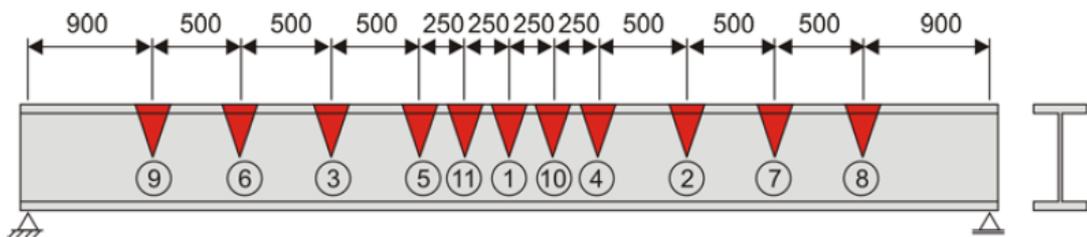


**Figura 4.32** Dispositivos de control de los parámetros del ensayo. Izquierda: Comparadores. Derecha: Temperaturas.

Los resultados de temperaturas obtenidos se muestran en la Figura 4.34; en ella se observan las mediciones de los cuatro termopares a lo largo de todo el ensayo, desde que se le aplica calor a la zona en la que se encontraban posicionados hasta que se completan todas las uves. En la Tabla 4.3 se muestran los valores de temperaturas máximas obtenidos.

**Tabla 4.1** Resumen de los dispositivos empleados en el ensayo

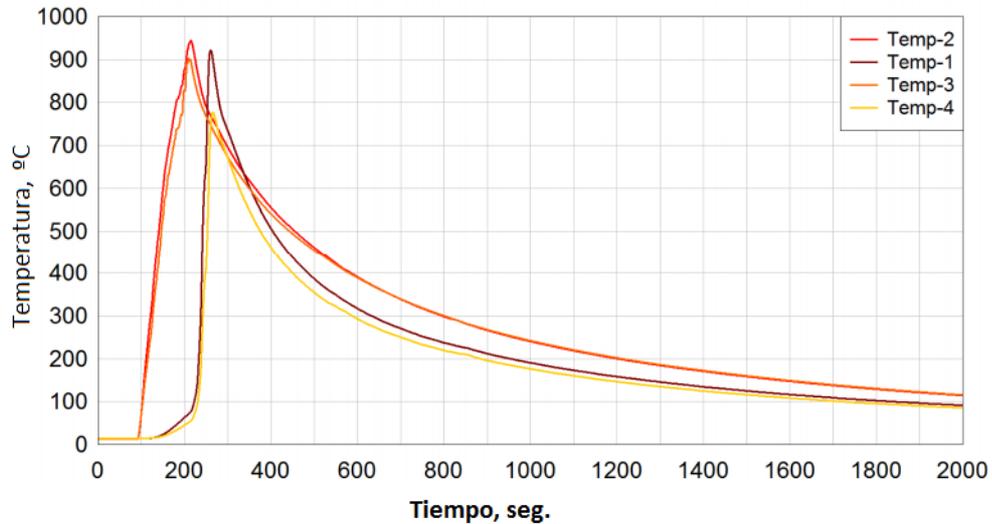
Denominación	Tipo de dispositivo	Medida	Distancia desde el extremo (mm)
DT0	Comparador	Desplazamiento vertical	4000
DT1	Comparador	Desplazamiento vertical	5000
DT2	Comparador	Desplazamiento vertical	4000
DT3	Comparador	Desplazamiento vertical	3000
DT4	Comparador	Desplazamiento vertical	2000
DT5	Comparador	Desplazamiento vertical	1000
DT6	Comparador	Desplazamiento vertical	2000
T1	Termopar	Temperatura	3000
T2	Termopar	Temperatura	3000
T3	Termopar	Temperatura	3000
T4	Termopar	Temperatura	3000



**Figura 4.33** Configuración general del ensayo

**Tabla 4.2** Pasos aplicados en el ensayo

Paso	Zonas calentadas	Localización (distancia desde un lado) (mm)	Fuerza exterior (kN)
1	1	3000	0
	2	4000	
	3	2000	
2	4	3500	75
	5	2500	
	6	1500	
	7	4500	
3	8	5000	67
	9	1000	
	10	3250	
	11	2750	



**Figura 4.34** Gráfica temperatura tiempo de la lectura de los termopares T1, T2, T3 y T4

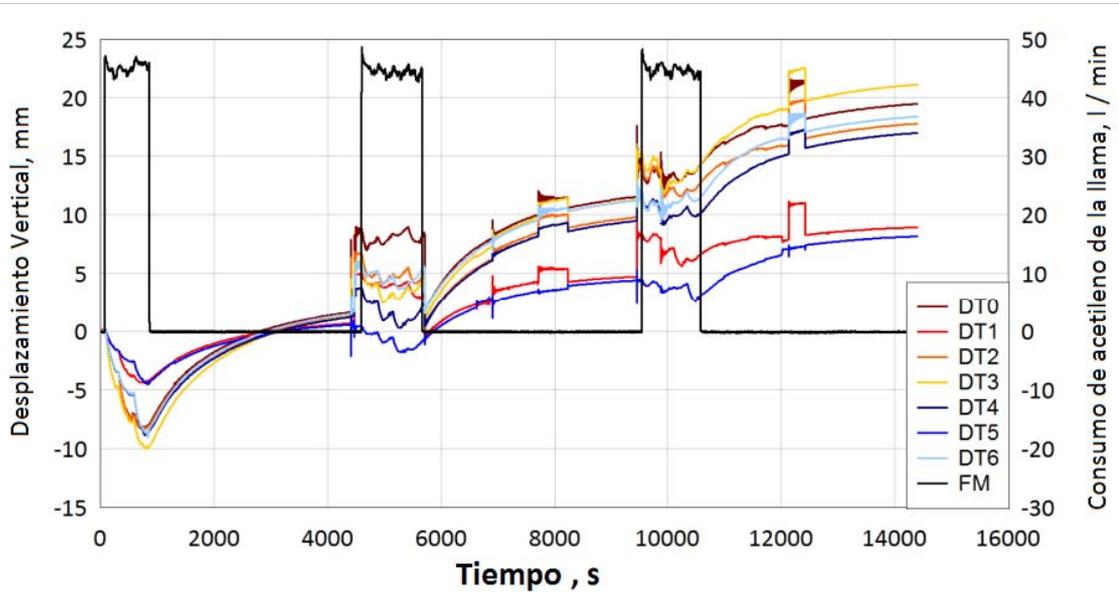
**Tabla 4.3** Temperaturas máximas y media obtenidas

	T1	T2	T3	T4
Tmax, °C	921.1	944.2	903.1	776.9
Tmed, °C	886			

La máxima temperatura alcanzada en la zona instrumentada es de  $T_{max} = 944.2 \text{ °C}$ ; la temperatura media obtenida de la lectura de los cuatro termopares es  $T_{med} = 886 \text{ °C}$ .  $T_{med}$  se ha considerado como una temperatura representativa de la zona calentada a la hora de obtener los resultados del método analítico. Los resultados de deformación obtenidos se muestran en la Figura 4.35; como puede apreciarse, el desplazamiento vertical aumenta con cada aplicación del calor.

El comportamiento de la viga frente a la aplicación del calor, como ya se ha explicado, comprende una primera fase de expansión del material, lo que provocaría, en primera instancia, un movimiento vertical negativo para, una vez que cese el aporte de calor, pasar a una contracción del acero que ayudado por el efecto del peso propio y por la merma experimentada por las propiedades resistentes del acero, recuperar su posición inicial y acabar con un movimiento vertical positivo. Esta situación se da si la viga no está sometida a fuerzas externas, como es el caso de este ensayo en su primera parte. Si se somete a la viga a fuerzas exteriores antes de ser calentada la dilatación térmica del

acero puede no resultar suficiente como para vencer esta fuerza y, por lo tanto, o bien no se llega a producir un primer movimiento vertical negativo, o este queda seriamente amortiguado, tal como se produce en los pasos 2 y 3 de este ensayo.



*Figura 4.35 Representación gráfica del movimiento vertical en función del tiempo*

Como se observa en la Figura 4.35, tras el completo enfriamiento de la viga se obtuvo un movimiento vertical máximo de 23.1 mm en el centro luz, determinada por el comparador vertical DT3.

#### **4.4.1.1 Método del cambio en las propiedades del material**

Después de aplicar el método al ensayo completo se obtuvieron unos resultados de movimientos verticales similares a los alcanzados en el ensayo real, tal cual se muestra en la Figura 4.36.

El método mantiene una excelente correlación con los resultados reales obtenidos en el laboratorio, dándose una desviación máxima de 1 mm.

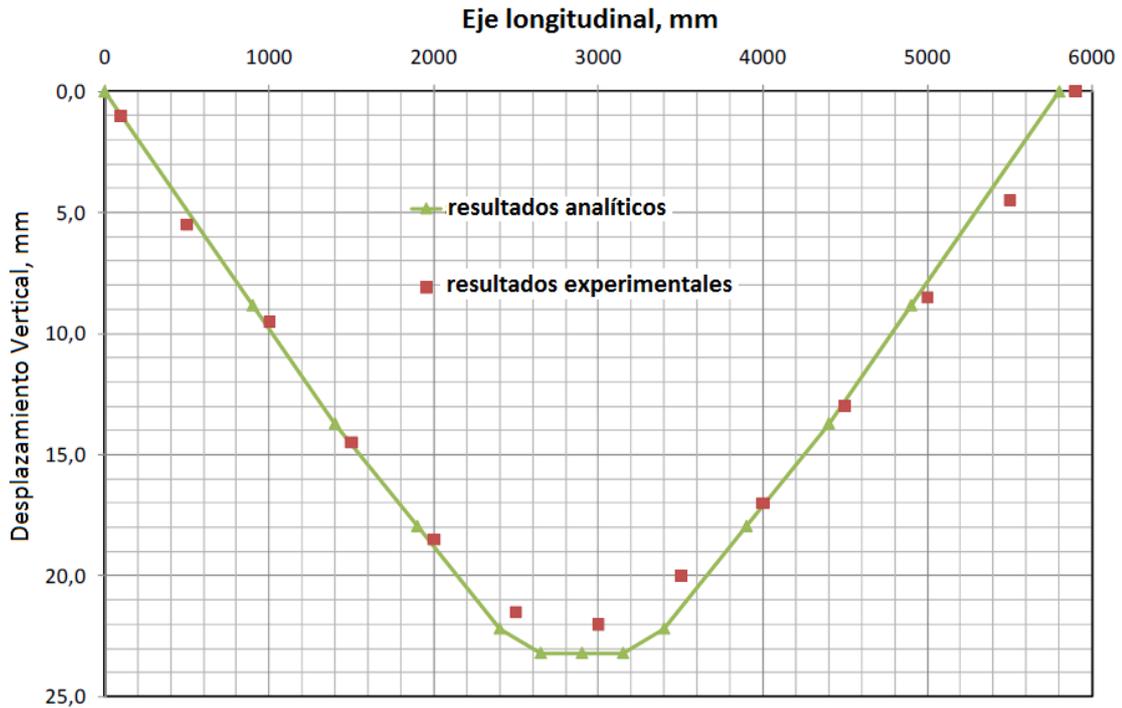


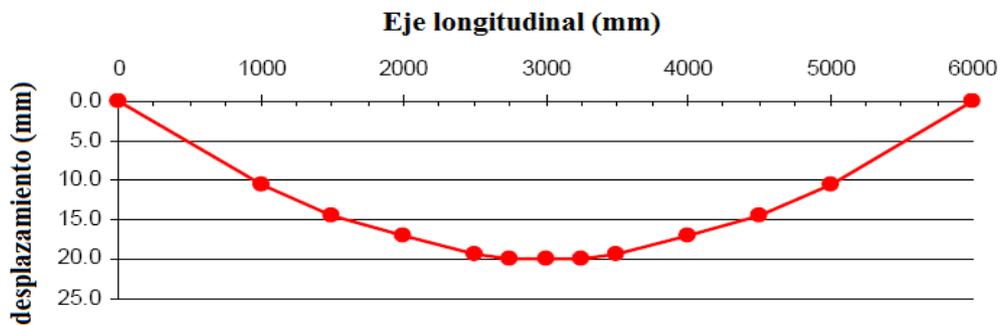
Figura 4.36 Resultados analíticos y experimentales de deformación vertical

#### 4.4.1.2 Método de la temperatura crítica

En cada paso varias zonas fueron calentadas en V. El efecto que tuvieron en la deformación de la viga de cada serie de calentamientos en V realizados se evalúa en los cuadros presentados. El protocolo de cálculo fue el siguiente:

- Cálculo del límite elástico proporcional de acuerdo a la ecuación (4.14).
- Cálculo de la temperatura crítica  $T_{crit,1}$ , en función del límite elástico proporcional y del grado de acero de acuerdo a las ecuaciones (4.24), (4.25) o (4.26).
- Cálculo de rotación  $\varphi$ , donde  $x$  es la distancia a cada zona calentada ( $lv$ ) de acuerdo con las ecuaciones (4.19), (4.20), (4.21). Sólo se tiene en cuenta la deformación  $\varepsilon_T$  debida a la expansión/contracción térmica, ecuación (4.17), donde  $\Delta T = T_{crit,1} - T_1$ , siendo  $T_1 = 20^\circ\text{C}$ , la temperatura inicial y el coeficiente de dilatación térmica  $\alpha_T = 0,000012$ .
- Cálculo del desplazamiento de acuerdo a la ecuación (4.23). La dilatación térmica es igual a 0 si la temperatura en la zona calentada es mayor o igual a  $T_{crit,1}$ . Si  $T_{exp} \geq T_{crit,1}$  entonces  $w = \varphi \cdot x$ , ecuación (4.23), de lo contrario  $w = 0$ .

Los resultados obtenidos mediante la aplicación de este segundo método se resumen en la Tabla 4.4. Hay que tener presente a la hora de analizar los resultados la variabilidad a la en la correcta definición de la temperatura, ya que esta fue controlada únicamente en una de las uves y extrapolada al resto. Debido a esta variabilidad, en el paso 3 no se ha alcanzado la temperatura crítica en la uve, sin embargo no se puede asegurar que en la práctica no la haya superado ya que el valor utilizado es la temperatura media. Tomando como cierto el supuesto de que la uve nueve haya alcanzado la temperatura crítica, su contribución a la deformada final sería de 3 mm, quedando una deformada total según el método analítico de 20 mm frente a los 23.1 mm del ensayo en laboratorio, y un perfil final como el que se muestra en la Figura 4.37.

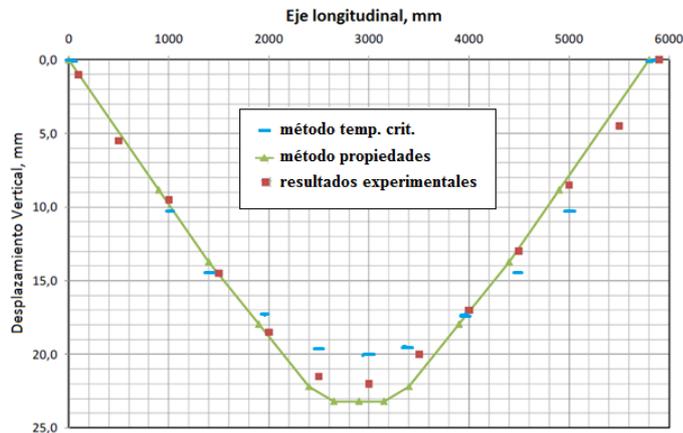


**Figura 4.37** Deformación final de la viga según el método de la Temperatura Crítica

**Tabla 4.4** Resultados del ensayo según el método de la Temperatura Crítica

Paso	Carga (kN)	Texp (°C)	uve	9	6	3	5	11	1	z método	z ensayo
			x (mm)	1000	1500	2000	2500	2750	3000		
1	0	886	f <sub>p</sub> (Mpa)	1.1	1.5	1.7	1.9	1.9	1.9	0	1.3
			T <sub>crit,1</sub> (°C)	1073	1070	1069	1068	1068	1067		
			φ (rad)			0.0033			0.0033		
			z (mm)			0			0		
2	75	886	f <sub>p</sub> (Mpa)	22	32.8	43.5	54.1	59.4	64.6	10.3	10
			T <sub>crit,1</sub> (°C)	953	884	847	801	779	758		
			φ (rad)		0.0028		0.0025				
			z (mm)		4.1		6.1				
3	68	886	f <sub>p</sub> (Mpa)	20	29.9	39.6	49.3	54	58.8	6.7	9.8
			T <sub>crit,1</sub> (°C)	964	913	865	822	801	781		
			φ (rad)	0.003				0.0025			
			z (mm)	0				6.8			
<b>Total</b>										<b>17</b>	<b>23.1</b>

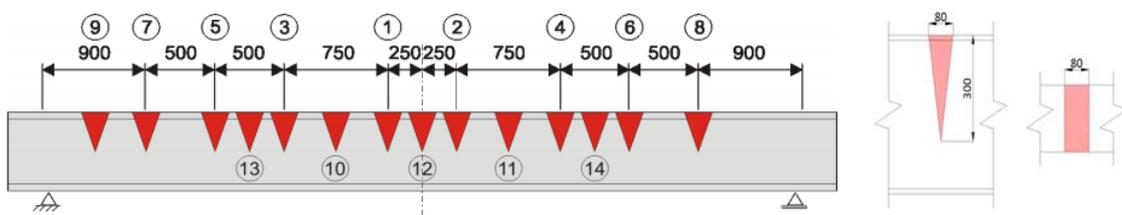
La Figura 4.38 muestra la comparativa entre los resultados experimentales y de los dos métodos propuestos, quedando de manifiesto una mayor precisión, para este caso, del método de la variación en las propiedades del material.



**Figura 4.38** Comparativa entre el ensayo real y ambos métodos analíticos

#### 4.4.2 Ensayo 2

Las características de este segundo ensayo son análogas a las del ensayo 1, únicamente variando las zonas calentadas y el acero constituyente, que en este caso se trató de un S355 J2, y de las fuerzas exteriores aplicadas. En la Figura 4.39 y en la Figura 4.40 y en la Tabla 4.5 y la Tabla 4.6 se resumen las características del ensayo.



**Figura 4.39** Configuración del ensayo

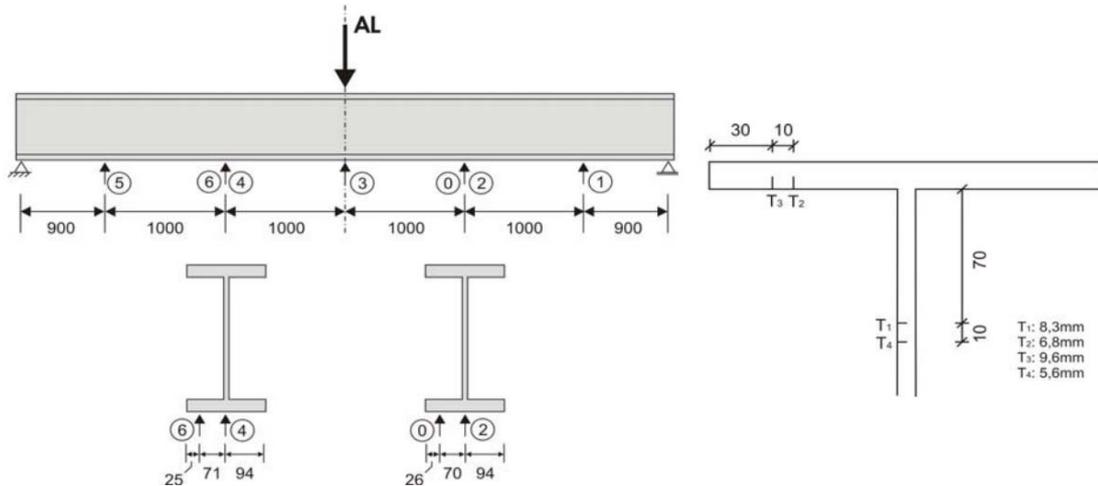


Figura 4.40 Zonas de colocación de los distintos dispositivos

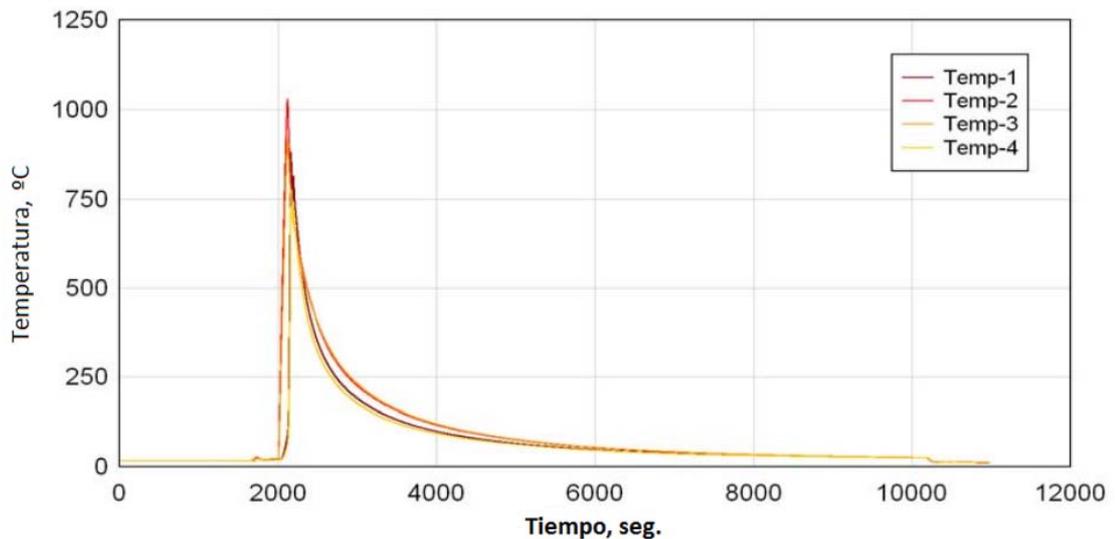
Las mediciones realizadas por los distintos dispositivos colocados para el control del ensayo se muestran a continuación; en la Figura 4.41 y la Tabla 4.7 se muestran las lecturas realizadas por los termopares mientras que en la Figura 4.42 se muestran las lecturas de los comparadores.

Tabla 4.5 Resumen de pasos y zonas calentadas

Paso	Zonas calentadas	Localización (distancia desde un lado) (mm)	Fuerza exterior (kN)
1	1	2750	75
	2	3250	
	3	2000	
	4	4000	
	5	1500	
	6	4500	
	7	1000	
	8	5000	
	9	500	
2	10	2375	43
	11	3625	
3	12	3000	13
	13	1750	
	14	4250	

**Tabla 4.6** Resumen de dispositivos instalados

Denominación	Tipo de dispositivo	Medida	Distancia desde el extremo (mm)
DT0	Comparador	Desplazamiento vertical	4000
DT1	Comparador	Desplazamiento vertical	5000
DT2	Comparador	Desplazamiento vertical	4000
DT3	Comparador	Desplazamiento vertical	3000
DT4	Comparador	Desplazamiento vertical	2000
DT5	Comparador	Desplazamiento vertical	1000
DT6	Comparador	Desplazamiento vertical	2000
T1	Termopar	Temperatura	500
T2	Termopar	Temperatura	500
T3	Termopar	Temperatura	500
T4	Termopar	Temperatura	500



**Figura 4.41** Lecturas de los termopares instalados

La máxima deformación se alcanza en el centro de la viga, comparador DT3, y tiene un valor de 18.7 mm. Para aplicar el método analítico se aplicó la temperatura media, como se hizo en el ensayo 1, que resultó ser, como se indica en la Tabla 4.7, de 902 °C.

**Tabla 4.7** Valores máximos y medio de las temperaturas alcanzadas durante el ensayo

	T1	T2	T3	T4
Tmax, °C	881.3	1029.3	921.2	778.6
Tmed, °C	902.6			

4.4.2.1 Método del cambio en las propiedades del material

Los resultados analíticos se reflejan en la Figura 4.43 comparándolos con los experimentales. Una vez más, a la luz de los resultados, se pone de manifiesto una correlación sumamente precisa entre los resultados numéricos y los experimentales, teniendo un error máximo de 1 mm.

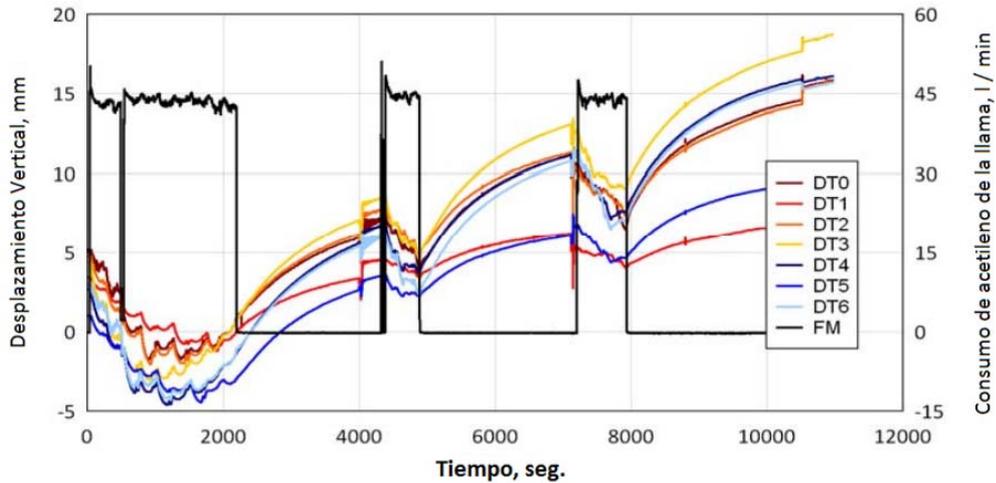


Figura 4.42 Lecturas de los comparadores verticales durante el ensayo

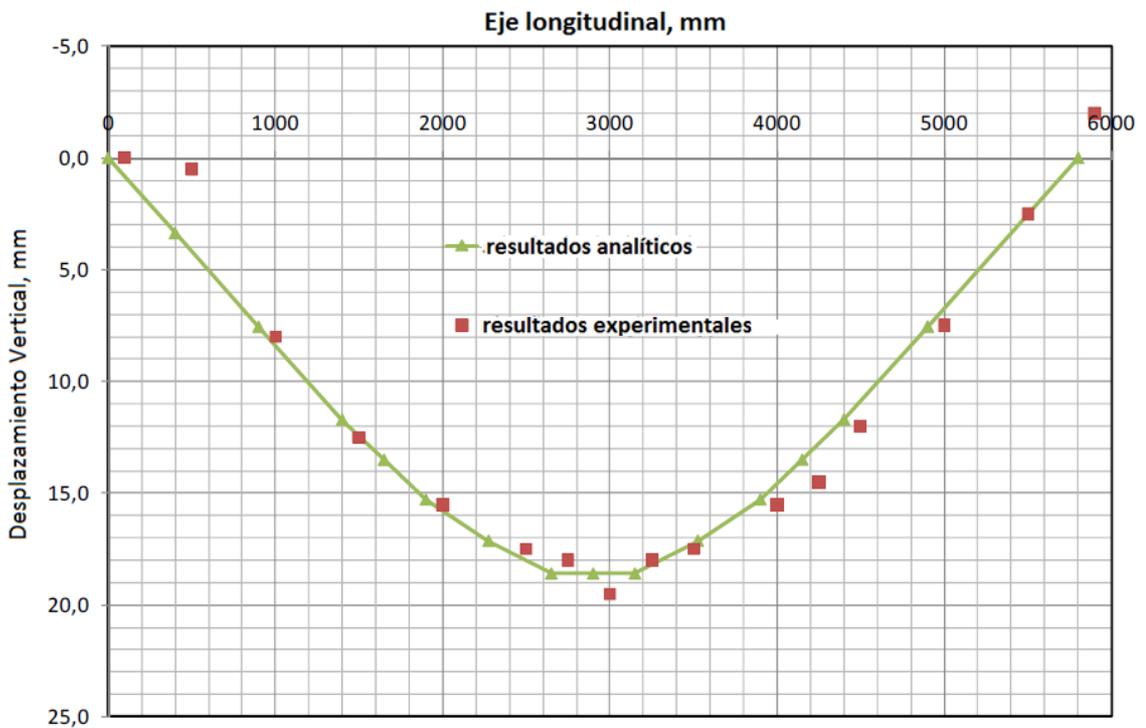


Figura 4.43 Resultados analíticos y experimentales de los movimientos verticales

**4.4.2.2 Método de la temperatura crítica**

Para este ensayo se ha ido alternando la temperatura experimental, adecuándola a la configuración de cada paso de calentamiento.

Los resultados obtenidos se detallan en la Tabla 4.8 siendo el error derivado de este ensayo de 3.5 mm.

**Tabla 4.8 Resultados del ensayo según el método de la Temperatura Crítica**

Paso	Carga (kN)	Temp (°C)	Nº uve	9	7	13	3	10	1	12	z método	z ensayo
			x (mm)	500	1000	1750	2000	2375	2750	3000		
1	75	830	fp (Mpa)	11	22	38.2	43.5	51.5	59.4	64.6	7	5.6
			Tcrit,1 (°C)	1024	975	907	886	856	828	810		
			$\varphi$ (rad)	0.0032	0.003		0.0027		0.0025			
			z (mm)	0	0		0		7			
2	43	940	fp (Mpa)	6.6	13.1	22.6	25.7	30.3	34.9	37.9	6.9	6.3
			Tcrit,1 (°C)	1044	1014	972	959	939	921	908		
			$\varphi$ (rad)					0.0029				
			z (mm)					6.9				
3	13	1020	fp (Mpa)	2.4	4.7	7.9	9	10.5	11.9	12.8	9.4	6.8
			Tcrit,1 (°C)	1064	1053	1038	1033	1026	1020	1016		
			$\varphi$ (rad)			0.0032				0.0031		
			z (mm)			0				9.4		
<b>Total</b>											<b>23.2</b>	<b>18.7</b>

La Figura 4.44 muestra el perfil de la deformada de la viga, según el método analítico, después de ser calentada.

Por último en la Figura 4.45 se muestra una comparativa de los dos métodos con los resultados reales del ensayo; de nuevo el método de la variación en las propiedades del material se revela más preciso.

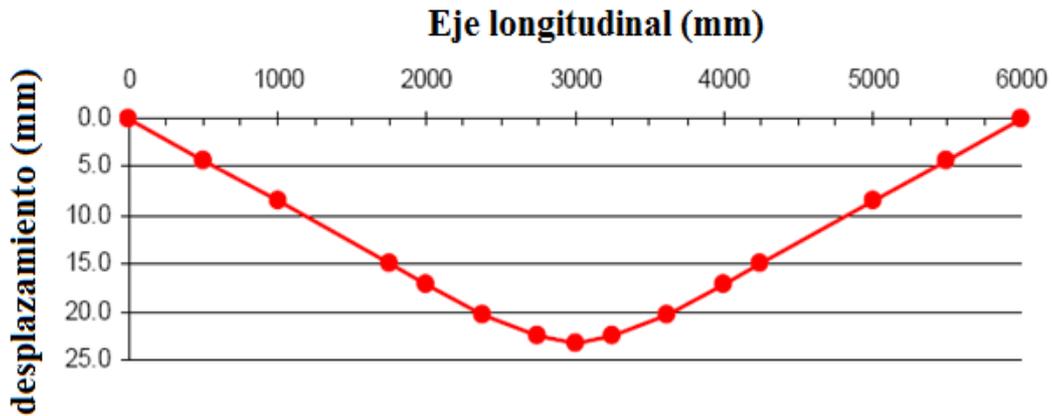


Figura 4.44 Deformada final de la viga según el método analítico de la temperatura crítica

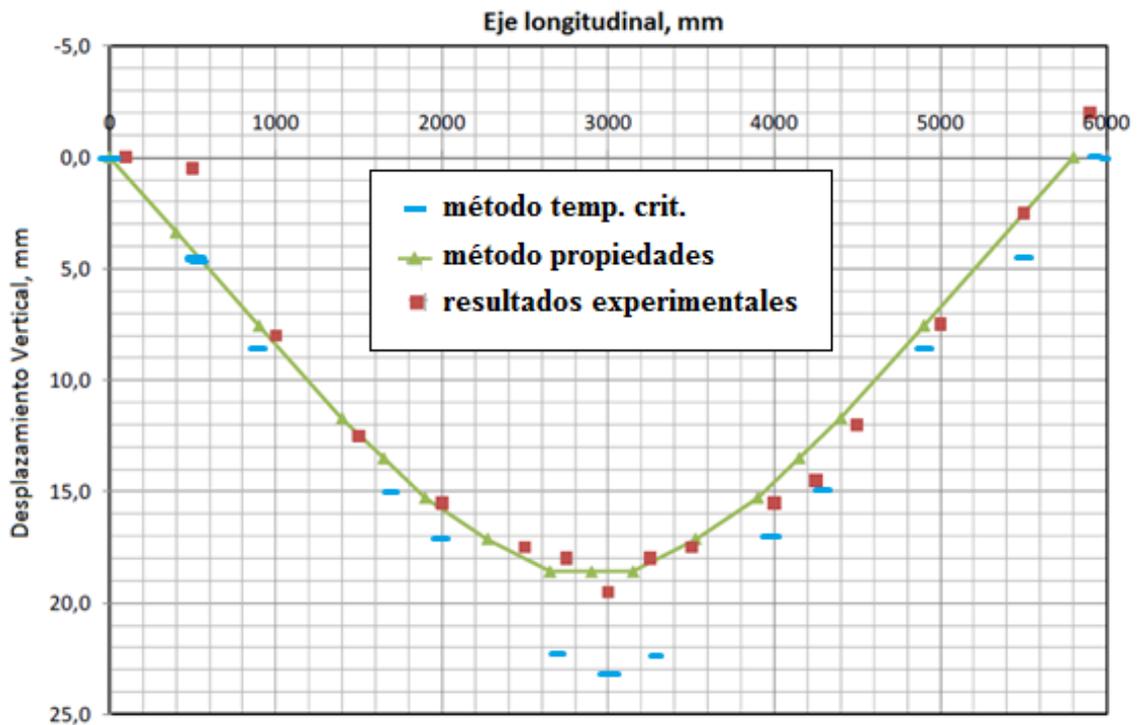


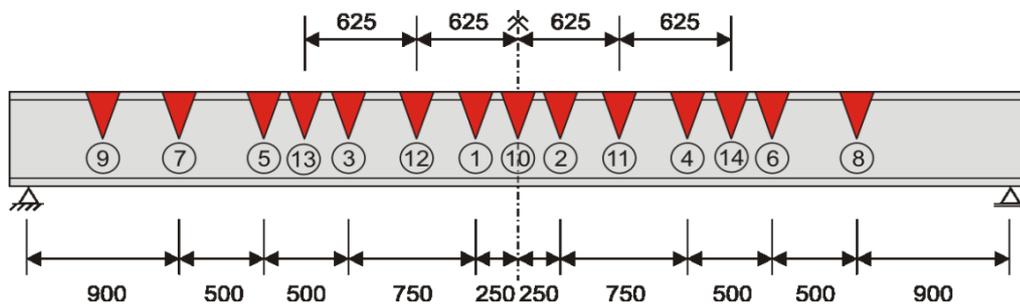
Figura 4.45 Comparativa de los resultados de ambos modelos

#### 4.4.3 Ensayo 3

Al igual que los dos ensayos anteriores, este tercer ensayo es de características análogas. Para este ensayo se empleó una viga que estaba constituida por un acero S460M y, a

diferencia de los anteriores, este ensayo se desarrolló únicamente en dos etapas. Otras diferencias con respecto a los otros dos ensayos, a parte del acero constituyente, se dan en las zonas calentadas y las fuerzas exteriores aplicadas. En las siguientes Figura 4.46 y Figura 4.47 y en las Tabla 4.9 y Tabla 4.10 se resumen las características del ensayo.

Las mediciones realizadas por los distintos dispositivos colocados para el control del ensayo se muestran a continuación; en la Figura 4.48 y la Tabla 4.11 se muestran las lecturas realizadas por los termopares mientras que en la Figura 4.49 se muestran las lecturas de los comparadores.



**Figura 4.46 Configuración del ensayo**

**Tabla 4.9 Resumen de pasos y zonas calentadas**

Paso	Zonas calentadas	Localización (distancia desde un lado) (mm)	Fuerza exterior (kN)
1	1	2750	49
	2	3250	
	3	2000	
	4	4000	
	5	1500	
	6	4500	
	7	1000	
	8	5000	
2	9	500	44.5
	10	3000	
	11	3625	
	12	2375	
	13	1750	
	14	4250	

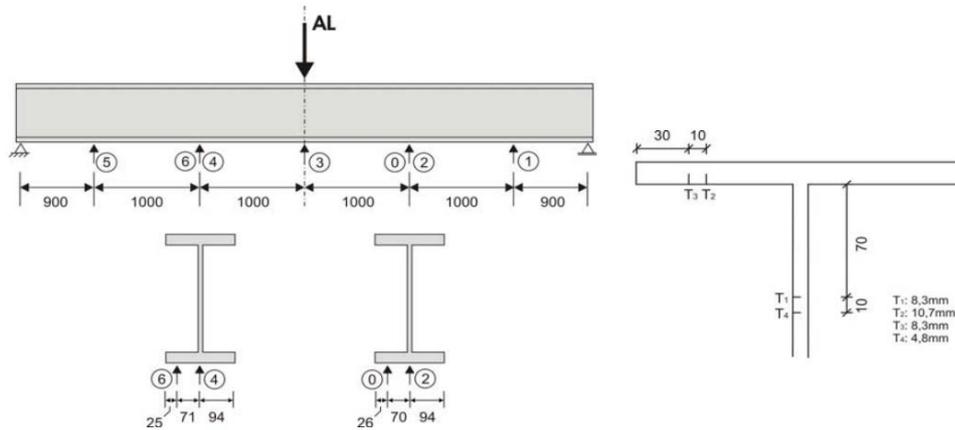


Figura 4.47 Zonas de colocación de los distintos dispositivos

Tabla 4.10 Resumen de dispositivos instalados

Denominación	Tipo de dispositivo	Medida	Distancia desde el extremo (mm)
DT0	Comparador	Desplazamiento vertical	4000
DT1	Comparador	Desplazamiento vertical	5000
DT2	Comparador	Desplazamiento vertical	4000
DT3	Comparador	Desplazamiento vertical	3000
DT4	Comparador	Desplazamiento vertical	2000
DT5	Comparador	Desplazamiento vertical	1000
DT6	Comparador	Desplazamiento vertical	2000
T1	Termopar	Temperatura	500 (uve 9)
T2	Termopar	Temperatura	500 (uve 9)
T3	Termopar	Temperatura	500 (uve 9)
T4	Termopar	Temperatura	500 (uve 9)

Tabla 4.11 Valores máximos y medio de las temperaturas alcanzadas durante el ensayo

	T1	T2	T3	T4
Tmax, °C	998.7	885.9	725.9	780.8
Tmed, °C	840.3			

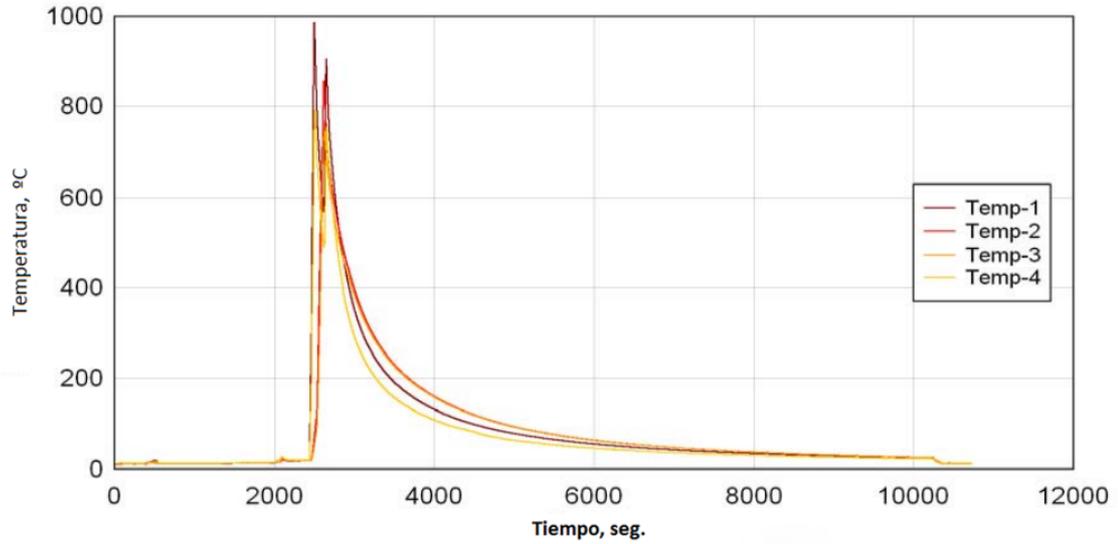


Figura 4.48 Lecturas de los termopares instalados

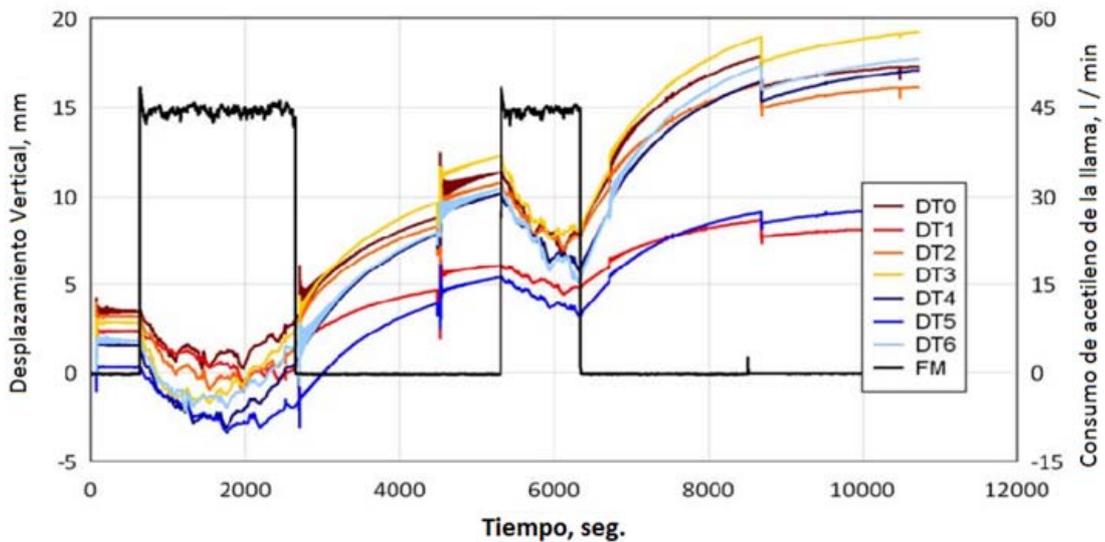
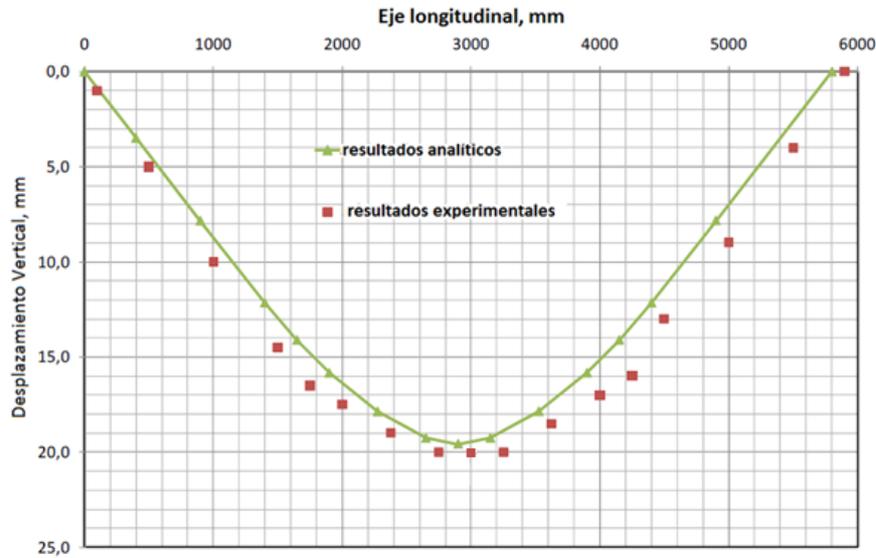


Figura 4.49 Lecturas de los comparadores verticales durante el ensayo

La máxima deformación se alcanza en el centro de la viga, comparador DT3, y tiene un valor de 19.2 mm.

#### 4.4.3.1 Método de la variación en las propiedades del material

Para aplicar el método analítico se aplicó la temperatura media, como se ha hecho en los ensayos anteriores, que resultó ser, como se indica en la Tabla 4.11, de 840 °C.



**Figura 4.50** Resultados analíticos y experimentales de los movimientos verticales

Los resultados analíticos se reflejan en la Figura 4.50 comparándolos con los experimentales.

El error máximo derivado de los cálculos analíticos en este caso se produce en el centro luz, y tiene un valor de 1.5 mm.

#### **4.4.3.2 Método de la temperatura crítica**

Obrando de manera similar al ensayo 1 se han obtenido los resultados que se muestran en la Tabla 4.12. En este caso en particular aunque la temperatura media de la uve medida era de 860 °C las temperaturas máximas han llegado en algún caso casi a los 1000 °C por lo que se ha optado por descartar el termopar 3 y 4, que arrojaban lecturas bastante inferiores, realizando la media de las lecturas de los otros 2 termopares, que resultó ser de 943 °C.

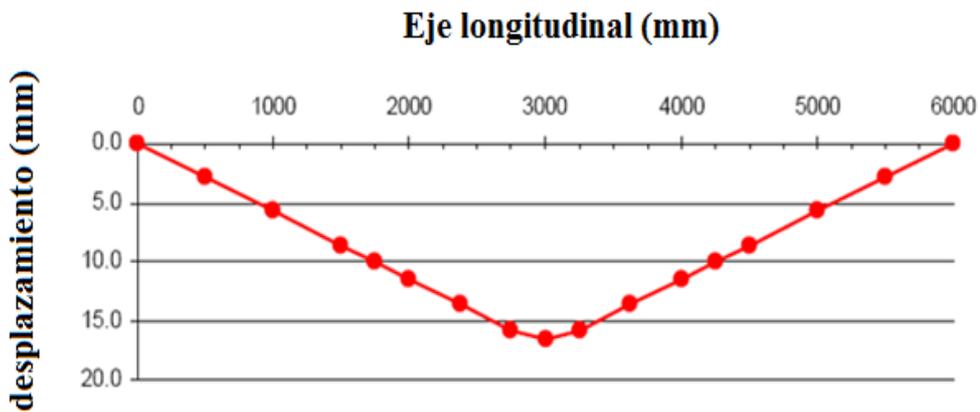
Teniendo en cuenta esto se desprenden unos resultados finales que arrojan un error de menos de 3 mm, con una deformada final de la viga tal cual se muestra en la Figura 4.51.

**Tabla 4.12** Resultados del ensayo 3 según el método de la temperatura crítica

Paso	Carga (kN)	Temp (°C)	Nº uve	9	7	5	13	3	12	1	10	z met.	z ens.
			x (mm)	500	1000	1500	1750	2000	2375	2750	3000		
1	49	940	fp (Mpa)	7.4	14.7	21.9	25.5	29	34.3	39.5	42.9	7.9	9.8
			Tcrit,1 (°C)	1047	1019	993	980	967	949	932	920		
			$\varphi$ (rad)		0.0031	0.0031		0.003		0.0029			
			z (mm)		0	0		0		7.9			
2	44.5	940	fp (Mpa)	6.8	13.5	20.1	23.3	26.5	31.3	36	39.2	8.6	9.5
			Tcrit,1 (°C)	1050	1024	1000	988	976	959	943	933		
			$\varphi$ (rad)	0.0032			0.003				0.0029		
			z (mm)	0			0				8.6		
<b>Total</b>											<b>16.5</b>	<b>19.3</b>	

La comparativa entre los resultados de ambos métodos se muestra en la Figura 4.52.

Como sucedía con los dos ensayos anteriores se pone de manifiesto un mejor ajuste entre el método de las propiedades del material y los resultados experimentales. El método de la temperatura crítica arroja una mayor dispersión, con errores de 3 mm.



**Figura 4.51** Desplazamientos verticales experimentados por la viga según el método de las temperaturas críticas

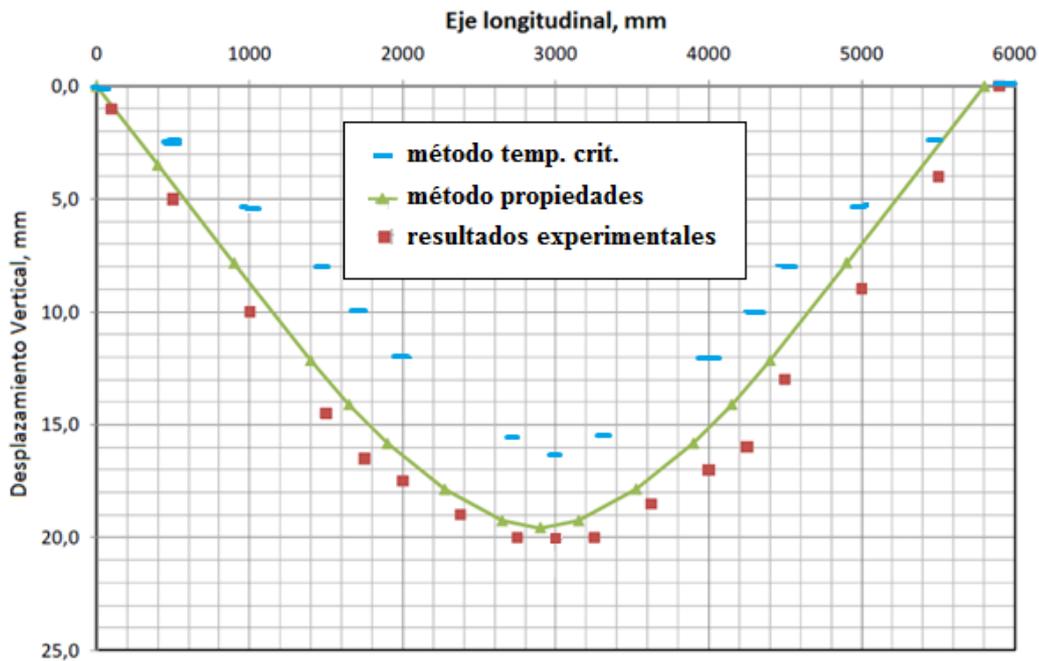
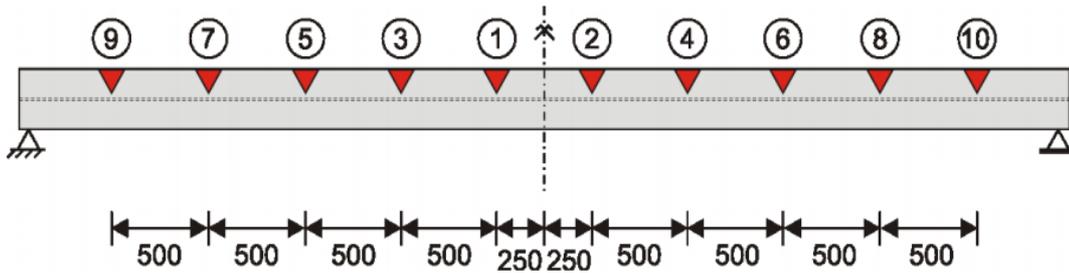


Figura 4.52 Comparativa de los resultados de ambos método analíticos y experimentales

#### 4.4.4 Ensayo 4

En este ensayo se ensayo una viga idéntica a la empleada en el ensayo 3, es decir, de 6 metros de longitud, constituida por un acero S460M, pero apoyada girada 90° con respecto a los anteriores ensayos, es decir que el sentido de deformación de la viga es alrededor del eje de inercia débil; este hecho provoca que las deformaciones sean mayores a las obtenidas en los ensayos anteriores, incluso con un menor aporte de calor y una carga exterior de solo 6 kN. Las zonas calentadas en este caso fueron las que se muestran en la Figura 4.53 y el ensayo se llevó a cabo en una sola etapa. En la Tabla 4.13 se recopilan las posiciones de las zonas calentadas.



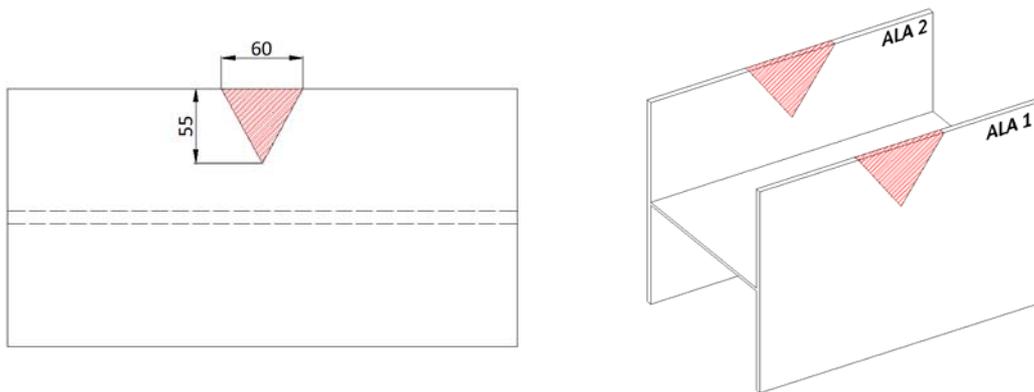
**Figura 4.53** Configuración del ensayo

**Tabla 4.13** Posición de las zonas calentadas

Paso	Zonas calentadas	Localización (distancia desde un lado) (mm)	Fuerza exterior (kN)
1	1	2750	6
	2	3250	
	3	2250	
	4	3750	
	5	1750	
	6	4250	
	7	1250	
	8	4750	
	9	750	
	10	5250	

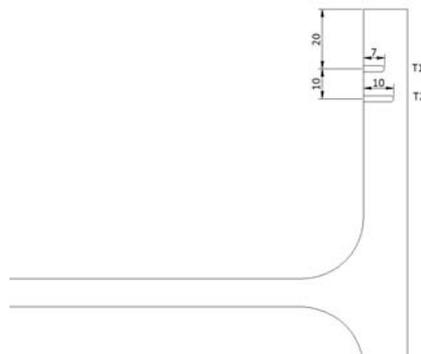
El patrón de cada zona de calentamiento consiste en una pequeña uve por la zona superior de cada ala, con las dimensiones que se muestran en la Figura 4.54. El orden de calentamiento para cada zona fue el siguiente:

- Zona exterior del ala 1 desde la zona superior hasta el vértice de la uve
- Zona interior del ala 1 desde la zona superior hasta el vértice de la uve
- Zona exterior del ala 2 desde la zona superior hasta el vértice de la uve
- Zona interior del ala 2 desde la zona superior hasta el vértice de la uve



**Figura 4.54** Patrón de calentamiento para cada zona

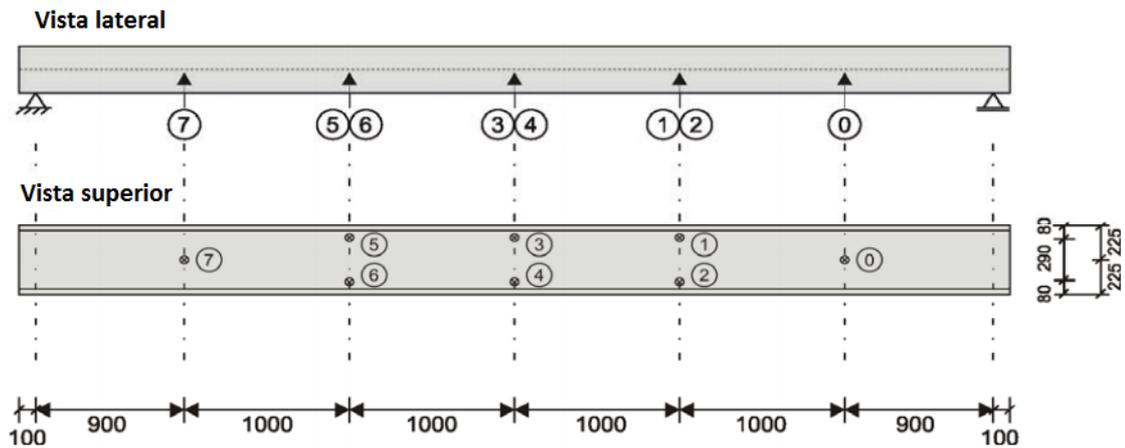
En este ensayo, como en los tres anteriores, se colocaron termopares y comparadores verticales que determinaban la temperatura y el desplazamiento vertical en tiempo real. Los termopares empleados en este ensayo fueron dos, T1 y T2, colocados en la zona calentada número 1 (ver Figura 4.53) según se muestra en la Figura 34. Para el control del movimiento vertical de la viga se utilizaron ocho comparadores repartidos en zonas relevantes de la viga, tal cual se muestra en la Figura 4.56. En la Tabla 4.14 se agrupan los dispositivos utilizados y se detalla su posición.



**Figura 4.55** Colocación de los termopares en la viga número 1

Los resultados de temperaturas obtenidos se muestran en la Figura 4.57; en ella se observan las mediciones de los dos termopares a lo largo de todo el ensayo, desde que se le aplica calor a la zona en la que se encontraban posicionados hasta que se

completan todas las uves. En la Tabla 4.15 se muestran los valores de temperaturas máximas obtenidos y la temperatura media de ambos.



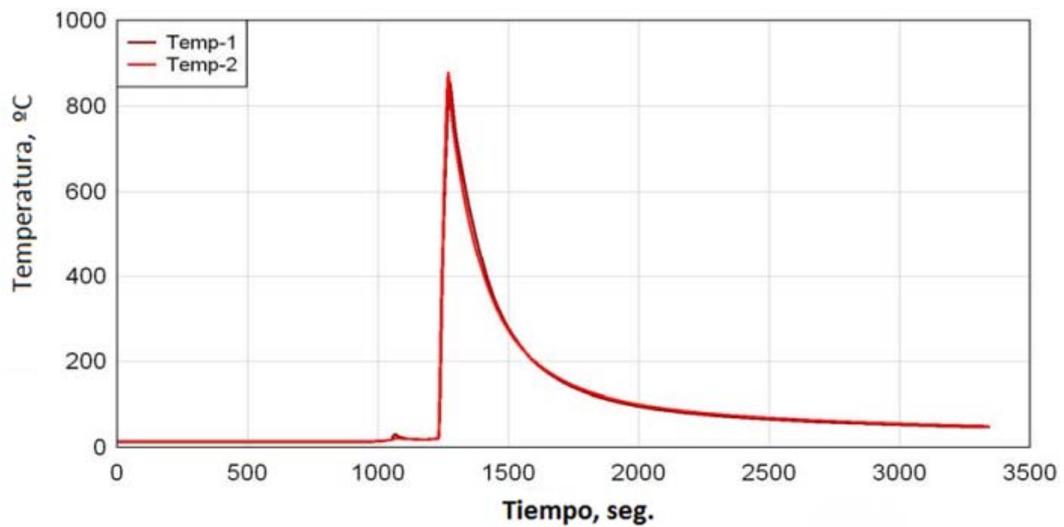
**Figura 4.56** Colocación de los comparadores verticales

**Tabla 4.14** Disposición de los dispositivos empleados en el ensayo

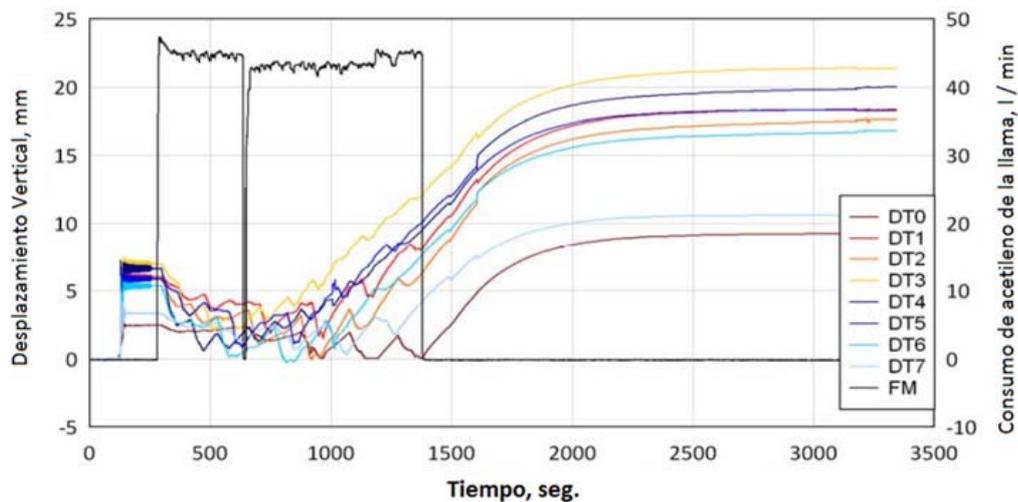
Denominación	Tipo de dispositivo	Medida	Distancia desde el extremo (mm)
DT0	Comparador	Desplazamiento vertical	5000
DT1	Comparador	Desplazamiento vertical	4000
DT2	Comparador	Desplazamiento vertical	4000
DT3	Comparador	Desplazamiento vertical	3000
DT4	Comparador	Desplazamiento vertical	3000
DT5	Comparador	Desplazamiento vertical	2000
DT6	Comparador	Desplazamiento vertical	2000
DT7	Comparador	Desplazamiento vertical	1000
T1	Termopar	Temperatura	2750
T2	Termopar	Temperatura	2750

Una vez más se ha empleado la temperatura media de la lectura máxima de los termopares para aplicar el método analítico.

Las lecturas realizadas por los comparadores se muestran en la Figura 4.58; analizando sus resultados se extrae que la deformación total de la viga es del orden de la obtenida en los ensayos anteriores, pese a la menor cantidad de calor aplicado y a que la fuerza exterior es bastante menor. Esto es sin duda debido a que este ensayo se realiza sobre el eje débil de inercia, como se indica anteriormente.



**Figura 4.57** Lectura de los termopares durante el ensayo



**Figura 4.58** Movimientos verticales registrados por los comparadores durante el ensayo

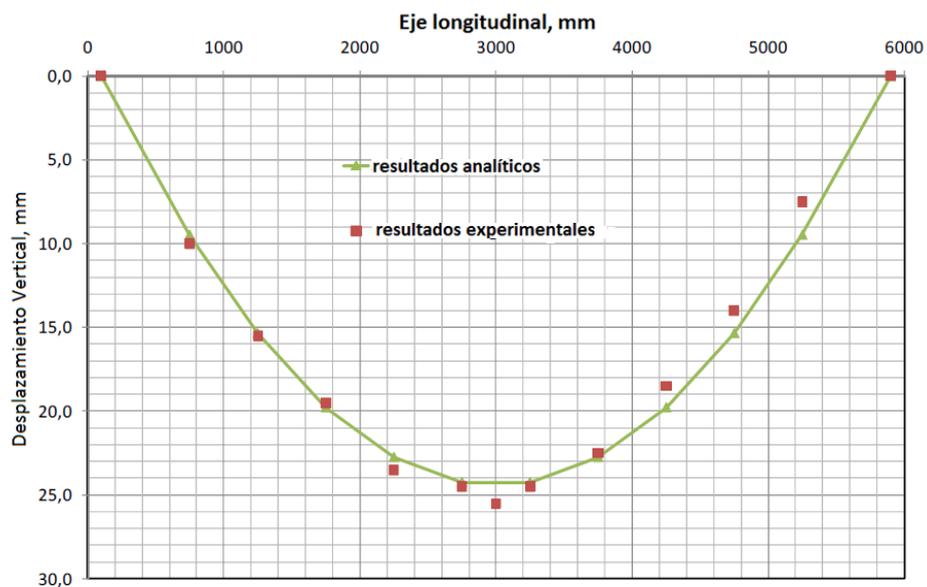
**Tabla 4.15** Temperaturas máximas y media del ensayo

	T1	T2
Tmax, °C	854.4	878
Tmed, °C	866.2	

Antes de efectuar ningún calentamiento se aplica la carga de forma que la viga sufre una deformación vertical positiva (aproximadamente a los 100 segundos de iniciar el ensayo); una vez se empieza a aportar calor la viga tiende a recuperar parte de la deformación inducida por la fuerza debido a la expansión térmica del acero, para terminar por ceder y aumentar de nuevo la deformación debido a que las propiedades resistentes del material se ven disminuidas por el efecto del calor. Una vez se deja de calentar la viga el acero empieza a enfriarse, produciéndose una contracción en el acero que previamente se había expandido, hecho que, unido a las propiedades resistentes disminuidas, favorece el aumento de la deformación hasta su cota final que se sitúa en 21.4 mm.

#### 4.4.4.1 Método de la variación en las propiedades del material

Los cálculos derivados de la aplicación del método analítico a este ensayo son los que se muestran en la Figura 4.59, con los parámetros de  $T = 866 \text{ }^\circ\text{C}$ ; los resultados obtenidos se asemejan de manera precisa a los obtenidos en el ensayo real, ofreciendo errores menores a 1mm. El método de las temperaturas críticas no se ha aplicado a este ensayo.

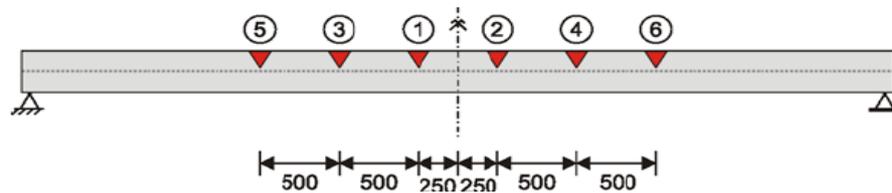


**Figura 4.59** Comparación de los resultados analíticos y experimentales

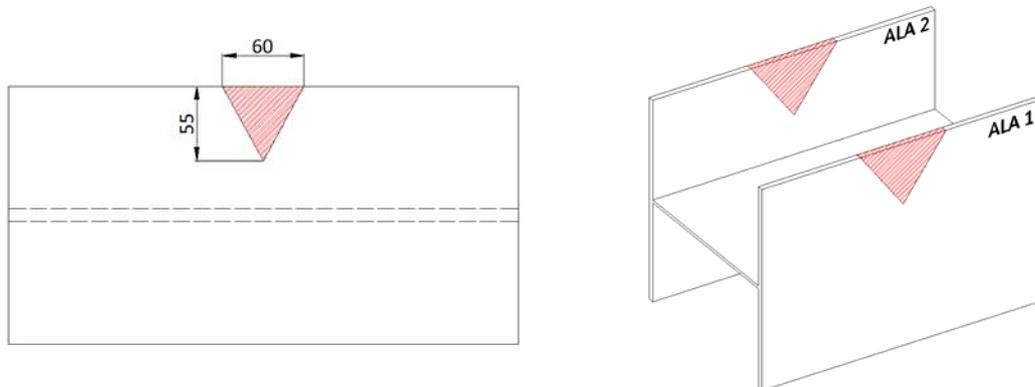
**4.4.5 Ensayo 5**

Para este ensayo se empleó una viga de 6 metros, de perfil IPE 450, constituida por un acero S235JR, idéntica a la empleada en el ensayo 1. Al igual que en el ensayo anterior, y a diferencia del ensayo 1, en este ensayo la viga se va a doblar sobre el eje débil de inercia.

Este ensayo se ha desarrollado en tres pasos en los que se han calentado dos zonas en cada uno, siguiendo patrones en uve en cada zona, como se muestra en la Figura 4.60 y Figura 4.61.



**Figura 4.60 Configuración del ensayo**



**Figura 4.61 Patrón de calentamiento para cada zona**

En cada zona calentada se ha seguido el mismo orden que en el ensayo anterior, es decir:

- Zona exterior del ala 1 desde la zona superior hasta el vértice de la uve
- Zona interior del ala 1 desde la zona superior hasta el vértice de la uve
- Zona exterior del ala 2 desde la zona superior hasta el vértice de la uve

- Zona interior del ala 2 desde la zona superior hasta el vértice de la uve

La colocación de las zonas calentadas se resume en la Tabla 4.16.

**Tabla 4.16** Resumen configuración del ensayo

Paso	Zonas calentadas	Localización (distancia desde un lado) (mm)	Fuerza exterior (kN)
1	1	2750	7.5
	2	3250	
2	3	2250	7.5
	4	3750	
3	5	1750	7.5
	6	4250	

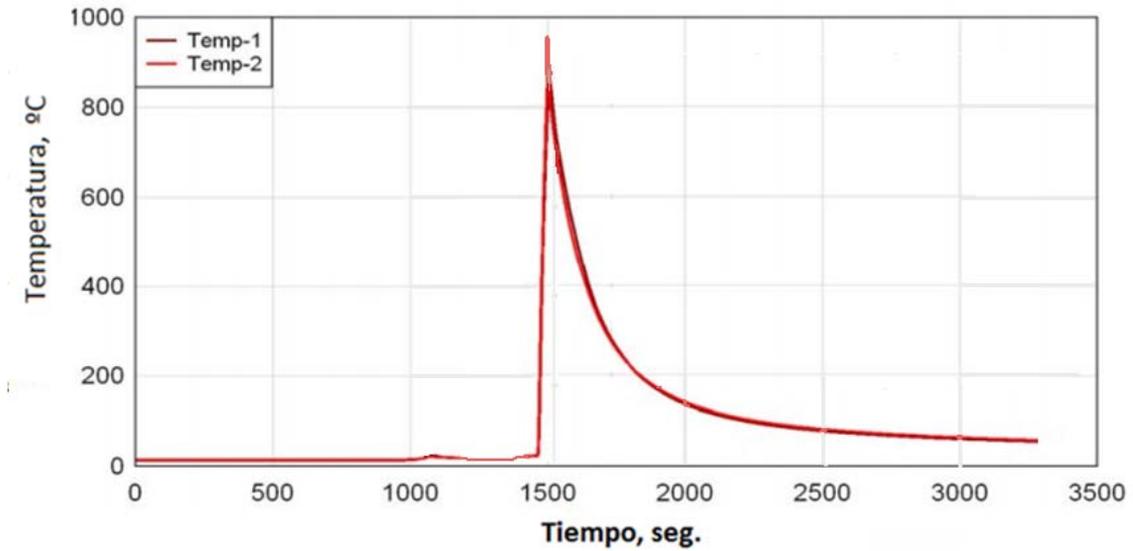
Para este ensayo se dispusieron 8 comparadores verticales y dos termopares dispuestos en la uve 3. La colocación de los dispositivos fue idéntica a la del ensayo anterior (ver Figura 4.55 y Figura 4.56).

Las lecturas realizadas por los termopares se muestran en la Figura 4.62 mientras los resultados que arrojaron los comparadores se presentan en la Figura 4.63. En la Tabla 4.17 se muestra un resumen de las temperaturas máximas obtenidas durante el ensayo.

El ensayo se realizó de la siguiente manera:

- Se cargó la viga con 7.5 kN
- Se aplicó el primer paso, calentando las zonas 1 y 2
- Se esperó aproximadamente 1000 segundos a que se estabilizaran las deformaciones y se aplicó la segunda etapa, calentando las zonas 3 y 4
- Se esperó otros 1500 segundos para que se estabilizara
- Se aplicó la tercera etapa de calentamiento en las zonas 5 y 6
- Se esperó a que la viga estuviese completamente fría para obtener las lecturas de las deformaciones finales

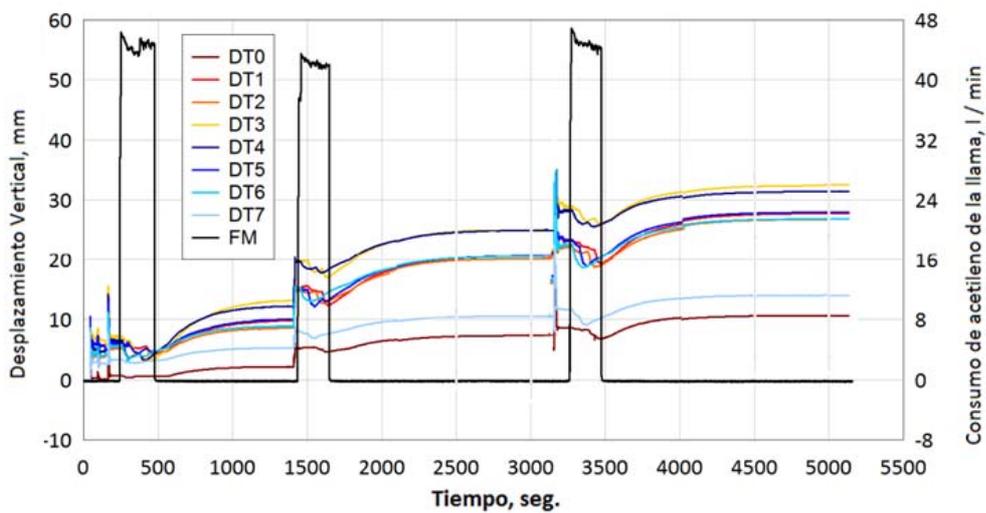
Al final del ensayo se obtuvo un movimiento vertical máximo de 27.8 mm.



*Figura 4.62 Lecturas realizadas por los termopares durante el ensayo*

*Tabla 4.17 Temperaturas máximas y media del ensayo*

	T1	T2
Tmax, °C	970.4	902
Tmed, °C	934.2	



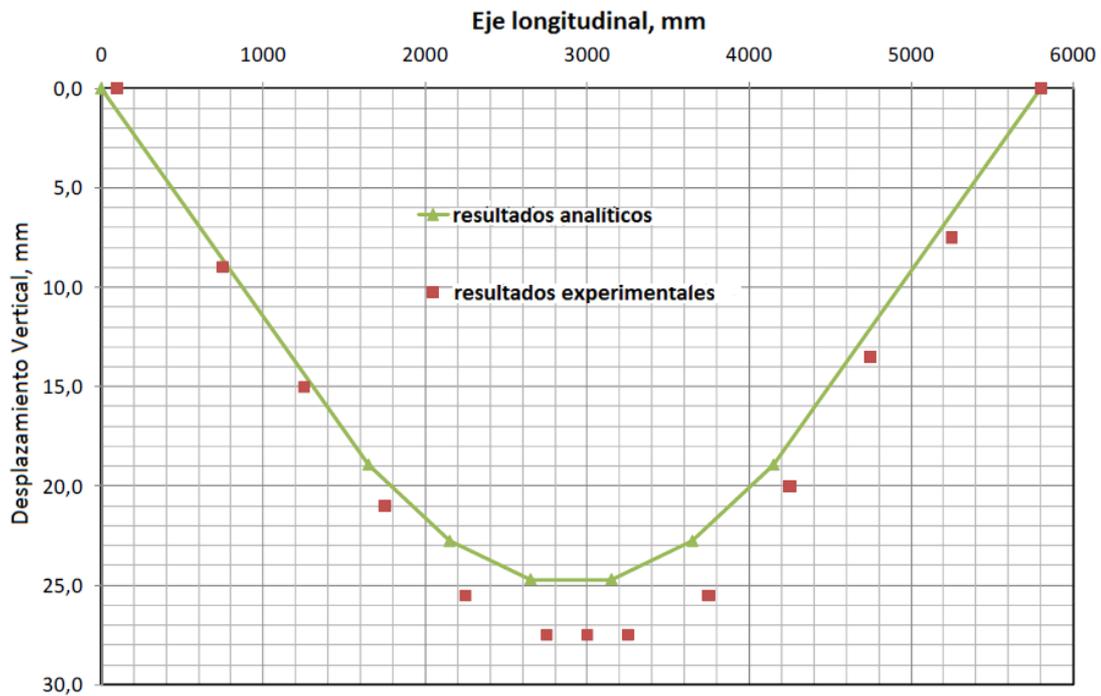
*Figura 4.63 Lecturas realizadas por los comparadores verticales durante el ensayo*

**4.4.5.1 Método de la variación en las propiedades del material**

Al aplicar el método analítico se obtuvo una deformada máxima de 24.8 mm. En la Figura 4.64 se muestra la comparativa entre los movimientos verticales en el ensayo real y los obtenidos mediante la aplicación del método analítico propuesto.

El error máximo se produce en el centro luz, siendo este menor de 3 mm. Una vez más el método resulta eficaz a la hora de predecir de una manera aproximada la deformación que va a sufrir una viga al someterla a un proceso de enderezado por llama.

Al igual que en el ensayo anterior este ensayo no se ha comparado con el método de la temperatura crítica.



*Figura 4.64 Comparación entre los resultados analíticos y experimentales*

**4.5 Resumen**

En este capítulo se han presentado dos procedimientos analíticos para la determinación de las deformaciones en perfiles estructurales sometidos a enderezado por llama. El primero de ellos está basado en el cambio de las propiedades del material con la

temperatura mientras que el segundo se fundamenta en la determinación de las llamadas temperaturas críticas.

En el primer caso se tiene en consideración el principio físico que hace que el material disminuya su capacidad resistente cuando aumenta su temperatura. Se ha seguido el siguiente esquema:

- En función de experiencias previas y de los ensayos de tracción realizados a diferentes temperaturas se han definido unas leyes que rigen la disminución tanto del límite elástico como del modulo de elasticidad en función del aumento de la temperatura en el acero.
- Una vez conocidas las propiedades a distintas temperaturas se pueden aplicar leyes elásticas y plásticas para determinar las deformaciones en la sección calentada de la viga.
- Mediante estas deformaciones se calcula la curvatura en cada punto.
- Mediante la integración de todas las curvaturas existentes en cada zona calentada se puede calcular el movimiento de la viga en las distintas direcciones.

El segundo método se basa en definir unas temperaturas críticas a partir de las cuales el material va a experimentar deformaciones permanentes. Se han seguido las siguientes etapas:

- En función de datos empíricos se han definido unas temperaturas críticas que dependen de la carga exterior aplicada y del tipo de acero.
- Si la temperatura alcanzada durante el ensayo en la zona calentada supera estas temperaturas entonces se producen deformaciones permanentes en la viga.
- Aplicando leyes de resistencia de materiales se determina la magnitud de estas deformaciones.

Se han contrastado los resultados obtenidos mediante ambos métodos analíticos con los movimientos reales experimentados por distintas vigas al ser sometidas a calentamientos en ensayos reales obteniendo muy buenas correlaciones, con errores totales muy por debajo del 10% en todos los ensayos.





- Materiales para la caracterización mecánica y física.
- Materiales complementarios.

La Tabla 5.1 permite apreciar el alcance experimental detallado en cada uno de estos dos grupos distinguiendo entre las diferentes calidades de acero.

**Tabla 5.1** Ensayos realizados sobre los grupos de materiales

	Material para caracterización			Material complementario		
	Charpy	Tracción	Micro durezas	Charpy	Tracción	Micro durezas
S235 J0				X	X	X
S235 JR	X	X	X			
S355 J2	X	X	X	X	X	X
S460 ML	X	X	X			
S460 M				X	X	X
S690 QL	X	X	X			
S890 QL	X	X	X			

Las probetas necesarias para la realización de los ensayos se obtuvieron, para cada grupo de materiales, de distintos elementos estructurales, tal y como se detallaba en el Apartado 3.3. En el primer conjunto de materiales las probetas se extrajeron de chapas que habían sido calentadas controlando la velocidad de desplazamiento de la llama, la temperatura máxima y otros parámetros fundamentales del proceso de enderezado por llama, como se explicaba en el Apartado 3.3.1.3. En el segundo grupo de materiales las probetas provenían de perfiles metálicos de grandes dimensiones que fueron ensayados en condiciones que simulaban un enderezado por llama real en taller y, por tanto, los calentamientos se realizaron en zonas determinadas de forma manual por operarios.

Los siguientes apartados se dedican a detallar los resultados provenientes de estos dos grupos de ensayos en el orden en el que han sido definidos en el párrafo anterior.

## **5.2 Caracterización mecánica y física de los aceros antes y después de ser calentados**

### **5.2.1 Descripción del proceso de calentamiento sobre los materiales ensayados**

Usualmente pueden emplearse dos tipos de llama durante el proceso de enderezado:

- Llama de oxiacetileno, compuesta por una mezcla de oxígeno y acetileno en diversas proporciones.
- Llama de propano, que se forma mediante una mezcla de gas propano y oxígeno.

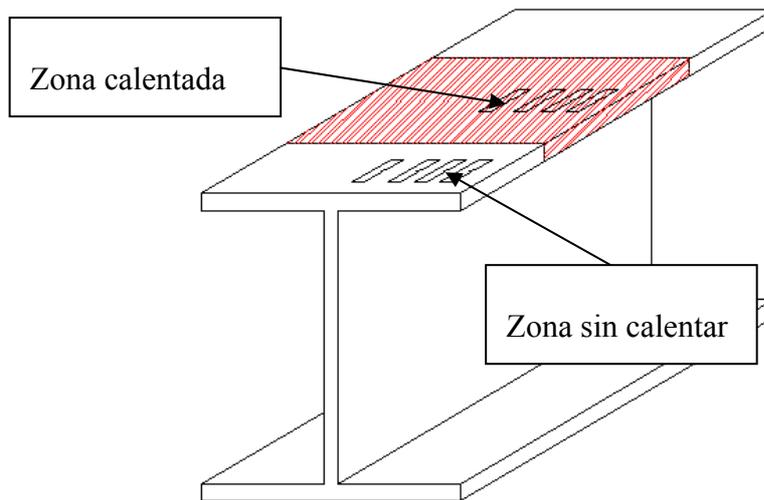
La llama de oxiacetileno es preferida por muchos operarios ya que la transferencia de calor hacia el acero es más efectiva que en el caso del propano, propiciado por las mayores temperaturas alcanzadas en su combustión (aproximadamente  $\sim 3200^{\circ}\text{C}$  frente a  $\sim 2700^{\circ}\text{C}$ ). En el contexto de esta investigación el calentamiento de los materiales fue llevado a cabo empleando una llama de oxiacetileno en el caso del Material para la caracterización y de propano en el caso del Material complementario.

Teniendo en cuenta la información procedente de la literatura que establecían como temperatura límite de calentamiento los  $650\text{-}700^{\circ}\text{C}$ , se ha llevado al material a temperaturas superiores a estos límites y se ha estudiado los posibles cambios provocados en los mismos.

En el primer caso, materiales para la caracterización mecánica, el calentamiento fue automatizado, alcanzando temperaturas en el interior de los distintos aceros que llegaban a valores entre  $850$  y  $950^{\circ}\text{C}$  para los aceros S235JR, S355J2 y S460ML y a temperaturas comprendidas entre  $700$  y  $750^{\circ}\text{C}$  para los aceros S690QL y S890QL. Esta distinción en las temperaturas máximas entre los tres primeros (S235JR, S355J2 y S460ML) y los dos últimos (S690QL y S890QL) radica en la diferente naturaleza microestructural de los mismos, siendo los tres primeros de origen ferrítico perlítico y los dos últimos de origen bainítico.

En el segundo caso, el de los materiales complementarios, el calentamiento ha sido llevado a cabo de forma manual en taller por operarios experimentados simulando un proceso real de enderezado por llama. En cada perfil los calentamientos fueron

ejecutados en puntos diferentes y se controló la temperatura alcanzada mediante la utilización de termopares alojados en taladros. Las probetas necesarias para los ensayos de este grupo se extrajeron de las alas de los perfiles, tanto de las zonas sin calentar como de las zonas calentadas, en la dirección de laminación de los perfiles, como se muestra en la Figura 5.1.



**Figura 5.1** Zonas de extracción de las probetas empleadas en los diversos ensayos

En todos los casos se superó ampliamente la temperatura límite de 650 – 700°C establecida, llegando a alcanzar temperaturas superiores a 1000°C. En los Apartados 5.2.2 y 5.2.3 se detallan las temperaturas máximas medidas para cada acero en cada grupo de materiales.

### 5.2.2 Resultados obtenidos en el Material para la caracterización

Dentro de este grupo se han analizado cinco aceros diferentes que resultan representativos de un amplio rango de aceros estructurales, tanto desde el punto de vista de su microestructura como de su composición química, como se indica en la Tabla 5.1. Además, sus propiedades mecánicas así como su comportamiento en fractura resultan también notablemente diferentes.

El acero S235JR es un acero estructural no aleado con un límite elástico mínimo de 235 MPa y un valor de  $T_{27J}$  en dirección longitudinal de 20 °C. Su tensión de rotura nominal

se encuentra en el rango que va desde 360 a 510 MPa. El acero S355J2 es un acero estructural de la misma familia que el S235JR pero con un límite elástico mayor, 355 MPa, un rango típico para la tensión de rotura que oscila entre 470 y 630 MPa y una  $T_{27J}$  de -20 °C. El acero S460ML es un acero estructural de grano fino, de laminación termomecánica y soldable, de límite elástico convencional 460 MPa y  $T_{27J}$  de -50 °C. Sus valores típicos de tensión en rotura varían entre 540 y 720 MPa. Por último se han estudiado los aceros S690QL y S890QL. El proceso de fabricación de ambos aceros de alto límite elástico incluye la aplicación de un tratamiento de temple y revenido. Sus límites elásticos son de al menos 690 MPa y 890 MPa, respectivamente. La resistencia a tracción típica varía en un rango de entre 770 y 940 MPa para el S690QL y de entre 940 y 1100 MPa para el S890QL. Ambos poseen una temperatura  $T_{27J}$  de -40 °C. Las propiedades mecánicas reseñadas se resumen en la Tabla 5.2.

**Tabla 5.2** *Propiedades mecánicas de los aceros seleccionados*

<b>Acero</b>	<b>Límite elástico (MPa)</b>	<b>Tensión de rotura (MPa)</b>	<b><math>T_{27J}</math> (°C)</b>
<b>S235JR</b>	235	360 - 510	20
<b>S355J2</b>	355	470 - 630	-20
<b>S460ML</b>	460	540 - 720	-50
<b>S690QL</b>	690	770 - 940	-40
<b>S890QL</b>	890	940 - 1100	-40

En todos los casos se han determinado sus propiedades tanto en su estado original (estado de recepción), como después de ser sometidos a un calentamiento simulando el proceso de enderezado por llama; sistemáticamente se ha caracterizado su dureza, su resistencia a tracción, su resistencia frente al impacto Charpy y se ha estudiado su microestructura; adicionalmente se han realizado ensayos para determinar las propiedades en fractura del acero S235JR.

La norma [23] estipula la composición química especificada para los cinco aceros. En el Apartado 3.2.2 fueron expuestas estas exigencias composicionales; sin embargo, a modo de recordatorio y para facilitar la comparación, dicha información se reproduce nuevamente en la Tabla 5.3.

Los resultados de los ensayos de caracterización química de los materiales en estado de recepción determinados mediante espectrometría de emisión óptica por chispa se

detallan en la Tabla 5.4. Como puede observarse, en todos los casos se cumple con los requisitos especificados.

**Tabla 5.3** Composiciones químicas especificadas en [23]

	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Ni</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>P</b>
S235JR	≤0.17	≤1.4	-	-	≤0.035	-	≤0.035
S355J2	≤0.22	≤1.6	≤0.55	-	≤0.025	-	≤0.025
S460ML	≤0.16	≤1.7	≤0.6	≤0.8	≤0.02	≤0.3	≤0.025
S690QL	≤0.2	≤1.7	≤0.8	≤2	≤0.01	≤1.5	≤0.02
S890QL	≤0.2	≤1.7	≤0.8	≤2	≤0.01	≤1.5	≤0.02

Para el mecanizado de probetas y cupones se han empleado cuatro chapas para cada acero con las siguientes características:

- 2 chapas de dimensiones: 20x500x600 mm<sup>3</sup>, una sin calentar y otra sometida al efecto de la llama.
- 2 chapas de dimensiones: 50x500x600 mm<sup>3</sup>, una sin calentar y otra sometida al efecto de la llama.

**Tabla 5.4** Composición química de los aceros recibidos

	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Ni</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>P</b>
S235JR	0.13	0.72	0.20	<0.085	0.016	0.02	0.016
S355J2	0.14	1.12	0.30	<0.085	0.012	0.02	0.020
S460ML	0.12	1.57	0.45	<0.085	<0.010	0.04	0.014
S690QL	0.18	1.23	0.29	<0.085	<0.010	0.02	<0.012
S890QL	0.19	1.40	0.15	<0.085	<0.010	0.03	<0.012

Las características detalladas del proceso de calentamiento y medición de temperaturas fue expuesto en el Apartado 3.3.1.3 . La Tabla 5.5 ofrece las máximas temperaturas registradas por cada termopar en cada chapa en función de la profundidad de los taladros que alojaban los termopares TC2, TC3 y TC4 (10, 5 y 1 mm, respectivamente desde la superficie calentada para la chapa de 20 mm y a 25, 12.5 y 1 mm para la chapa de 50 mm), ver Figura 3.10. El termopar TC1 fue dispuesto como dispositivo de control, permitiendo ajustar la intensidad de la llama en función de la temperatura recogida por este termopar al iniciar esta el calentamiento sobre la llama.

Las gráficas obtenidas a partir del registro de temperaturas frente al tiempo fueron presentadas en el Apartado 3.3.1.3.

Para el análisis de los posibles cambios sufridos a nivel microestructural se ha trabajado con el diagrama Fe-C. Este diagrama no tiene en consideración la influencia de los elementos de aleación presentes. Los aleantes modifican la forma del diagrama y, en particular, alteran los valores de las temperaturas críticas  $T_{AC1}$  y  $T_{AC3}$ , así como la composición eutectoide. En la literatura se han propuesto diversas expresiones para estimar dichas temperaturas en función de los aleantes. Una de las más empleadas es la propuesta por Bain [44] basada en tres consideraciones:

- Todos los elementos aleantes importantes provocan una reducción en el contenido de carbono en la composición eutectoide.
- El manganeso y el níquel provocan una disminución de la temperatura crítica  $T_{AC1}$ .
- El silicio y el molibdeno aumentan la temperatura  $T_{AC2}$ .

*Tabla 5.5 Temperaturas máximas obtenidas en las chapas de 20mm y de 50 mm para cada material*

Acero	Espesor (mm)	TC1 (°C)	TC2 (°C)	TC3 (°C)	TC4 (°C)
S235JR	20	933	695	738	828
	50	964	377	488	874
S355J2	20	933	715	675	853
	50	950	380	460	900
S460ML	20	907	750	660	907
	50	930	340	488	890
S690QL	20	700	655	630	687
	50	750	200	288	710
S890QL	20	703	660	633	702
	50	730	220	312	720

En la literatura aparecen también numerosas formulaciones que permiten obtener las temperaturas críticas tanto superior como inferior en función de la composición química. De todas ellas se han seleccionado las ecuaciones (5.1) y (5.2) para calcular las temperaturas  $T_{AC1}$  y  $T_{AC3}$  respectivamente [45]:

$$T_{AC1} (°C) = 723 - 20.7(\%Mn) - 16.9(\%Ni) + 29.1(\%Si) - 16.9(\%Cr) \tag{5.1}$$

$$T_{AC3} (°C) = 910 - 20.3\sqrt{\%C} - 15.2(\%Ni) + 44.7(\%Si) + 10.4(\%V) + 31.5(\%Mo) \tag{5.2}$$

La precisión de estas fórmulas, expresada a través de su desviación estándar, es de  $\pm 11.5\text{ }^{\circ}\text{C}$  y  $\pm 16.5\text{ }^{\circ}\text{C}$ , respectivamente. Aplicando estas fórmulas para la composición química de estos aceros se obtienen las temperaturas  $T_{AC1}$  y  $T_{AC3}$  recogidas en la Tabla 5.6

**Tabla 5.6** *Temperaturas críticas de los aceros en función de su composición química a partir de las ecuaciones (5.1) y (5.2)*

	<b><math>T_{AC1}</math></b>	<b><math>T_{AC3}</math></b>
<b>S235JR</b>	712	845
<b>S355J2</b>	707	846
<b>S460ML</b>	702	859
<b>S690QL</b>	704	836
<b>S890QL</b>	696	827

El siguiente Apartado 5.2.2.1 se dedica a exponer en detalle los resultados obtenidos para los cinco aceros en los distintos ensayos realizados, antes y después de ser calentados, para las dos chapas de 20 y 50 mm de espesor.

**5.2.2.1 Acero S235 JR**

El acero S235 JR pertenece al grupo de los aceros estructurales no aleados y su microestructura es ferrítico-perlítica; el material disponible ha sido fabricado mediante laminado en caliente -ver Apartado 3.2.2.1 para más detalles-.

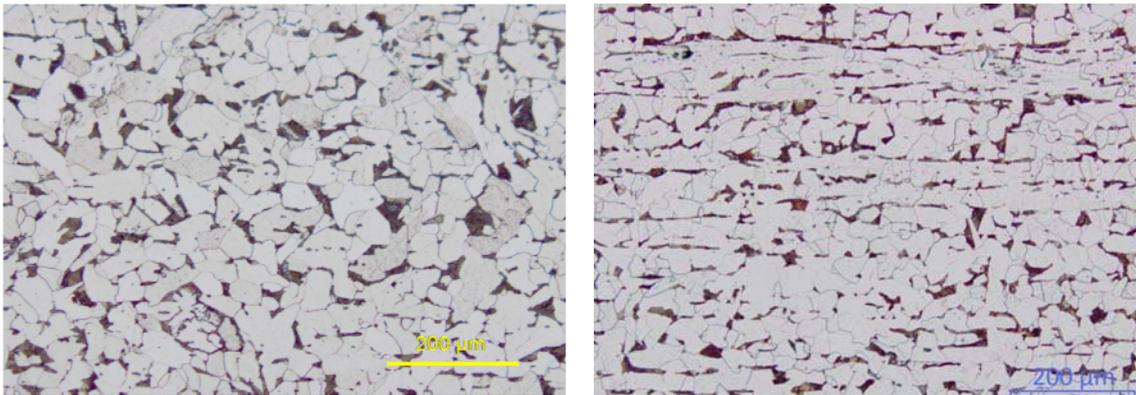
***Análisis microestructural***

El análisis microestructural se ha realizado utilizando las técnicas experimentales descritas en el Apartado 3.3.3.3 para todos los aceros.

***Chapa de 20 mm***

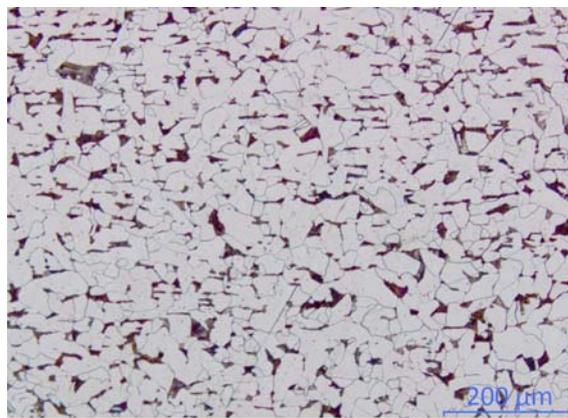
La Figura 5.2 muestra micrografías obtenidas a diferentes distancias desde la superficie del acero (0.5, 10 y 19.5 mm respectivamente) en estado de recepción, antes de ser sometido a la acción de calentamiento por llama. Estas micrografías muestran una microestructura combinación de ferrita proeutectoide (zonas blancas) y perlita (zonas negras) como corresponde a un acero con un contenido en carbono del 0.13% (ver Tabla 5.4). La cantidad de perlita medida en las fotografías es aproximadamente del 20%, lo

cual es perfectamente consistente con lo que se espera para este tipo de acero. En la micrografía realizada a 10 mm de la superficie, Figura 5.2 (b), se observa una microestructura compuesta por granos de ferrita-perlita que aparecen con una forma alargada y una disposición paralela a la superficie de la chapa, debido al efecto característico del proceso de fabricación por medio de laminado de este acero.



(a)

(b)



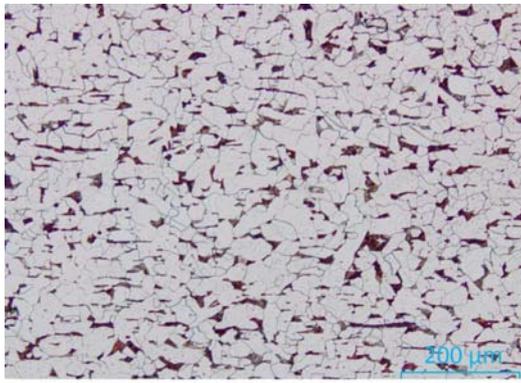
(c)

**Figura 5.2** Micrografía que muestra la micro-estructura del acero S235JR sin calentar a una distancia de la superficie de: (a) 0.5 mm, (b) 10 mm y (c) 19.5 mm

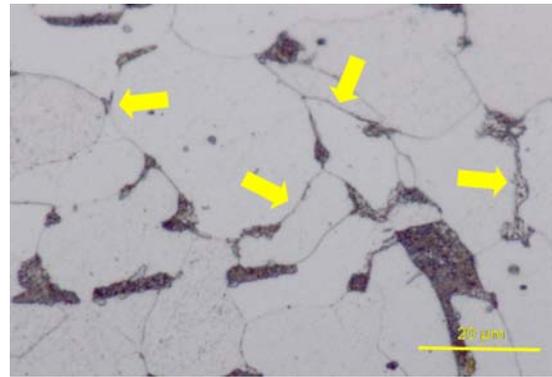
La Figura 5.3 muestra varias macrografías de la chapa, tomadas a una profundidad de 0.5 mm desde la superficie expuesta a la llama, a distintas magnificaciones; en ellas se observa la microestructura resultante en el acero después de ser sometido al proceso de calentamiento por llama.

Tras el estudio de estas macrografías se han detectado dos efectos relevantes:

- En la Figura 5.3 (a) el grano experimenta un notable refinamiento: previo al calentamiento el tamaño medio de los granos, expresado como el diámetro equivalente, era de  $20 \pm 4\mu\text{m}$ ; después de calentar el acero se han medido unos diámetros medios de grano de aproximadamente  $14 \pm 4\mu\text{m}$ , lo cual supone una reducción de un 30%.
- Se aprecia en la Figura 5.3 (b) precipitaciones de cementita en algunos bordes de grano, marcadas mediante flechas para facilitar su identificación. Este tipo de cementita es conocido como “cementita terciaria” y se la considera responsable de la fragilización de aceros de bajo contenido en carbono [46, 47].



(a)



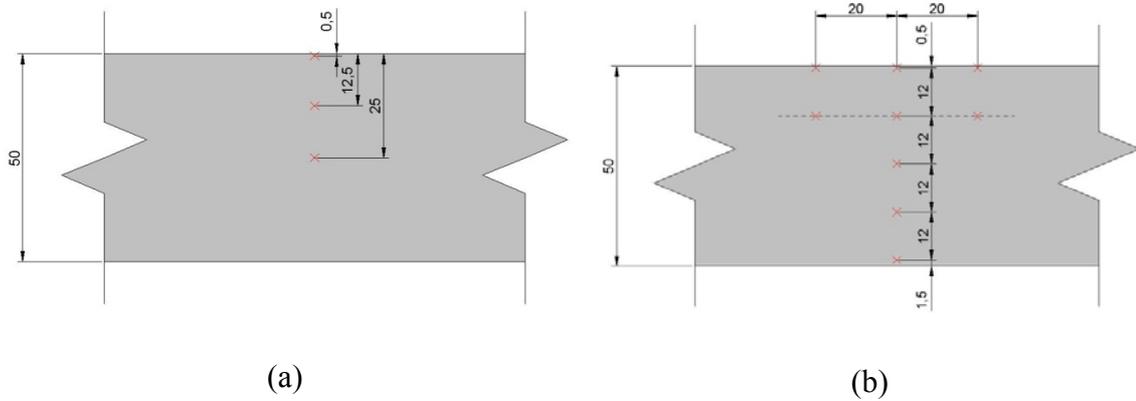
(b)

**Figura 5.3** *Macrografías que muestran la microestructura del acero S235JR tras ser sometido a calentamiento por llama a una profundidad de 0.5 mm desde la superficie a distintas magnificaciones*

**Chapa de 50 mm**

A lo largo del espesor de las chapas de 50 mm se realizaron distintas micrografías. Para las chapas sin calentar se tomaron micrografías en la superficie, 0.5 mm, a  $\frac{1}{4}$  del espesor, 12.5 mm, y a  $\frac{1}{2}$  del espesor, 25 mm, tal como muestra la Figura 5.4 (a). En la Figura 5.4 (b) están representadas las posiciones de las micrografías de las chapas calentadas, estando estas situadas a 0.5, 12.5, 24.5, 36.5 y 48.5 mm respectivamente sobre el eje de aplicación de la llama; además se obtuvieron micrografías auxiliares en

sendos ejes que distaban 20 mm del eje de aplicación de la llama, tanto a la derecha como a la izquierda del mismo.

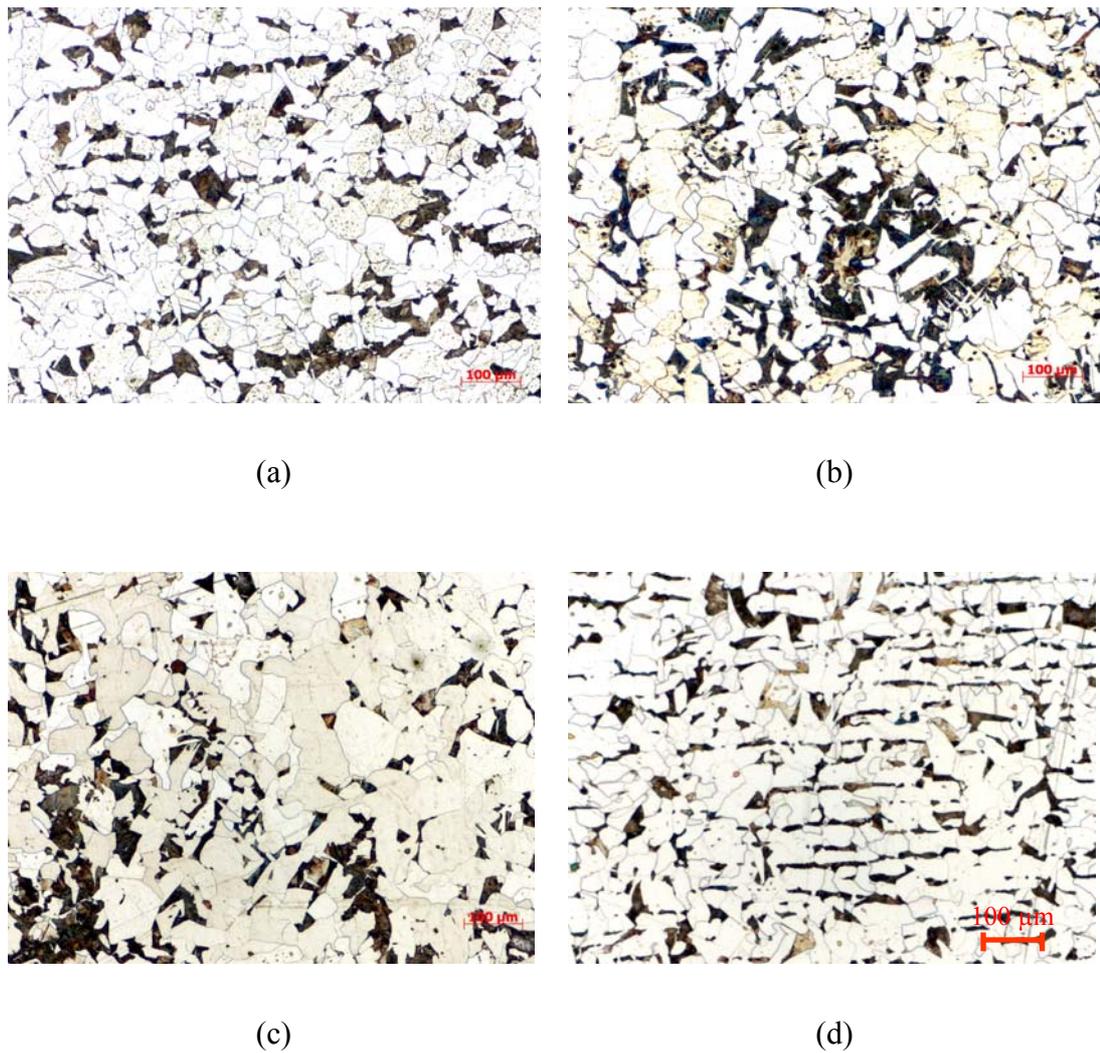


**Figura 5.4** Esquema representativo de las posiciones en las que se han realizado micrografías para las chapas de 50 mm. (a) sin calentar (b) calentada

La Figura 5.5 muestra tres micrografías obtenidas a 0.5, 12.5 y 25 mm respectivamente, en el plano L-T; en ellas se aprecia la misma microestructura combinación de ferrita pro-eutectoide (zonas blancas) y perlita (zonas negras) ya observada en la chapa de 20 mm. La Figura 5.5 (d) muestra la microestructura del acero en el plano T-S; en ella se aprecia claramente el efecto de bandeado que provoca el laminado.

La Figura 5.6 muestra la microestructura resultante en el acero después de calentarlo, en las zonas indicadas en la Figura 5.4 (b). De la comparación de ambas microestructuras se extraen las siguientes conclusiones:

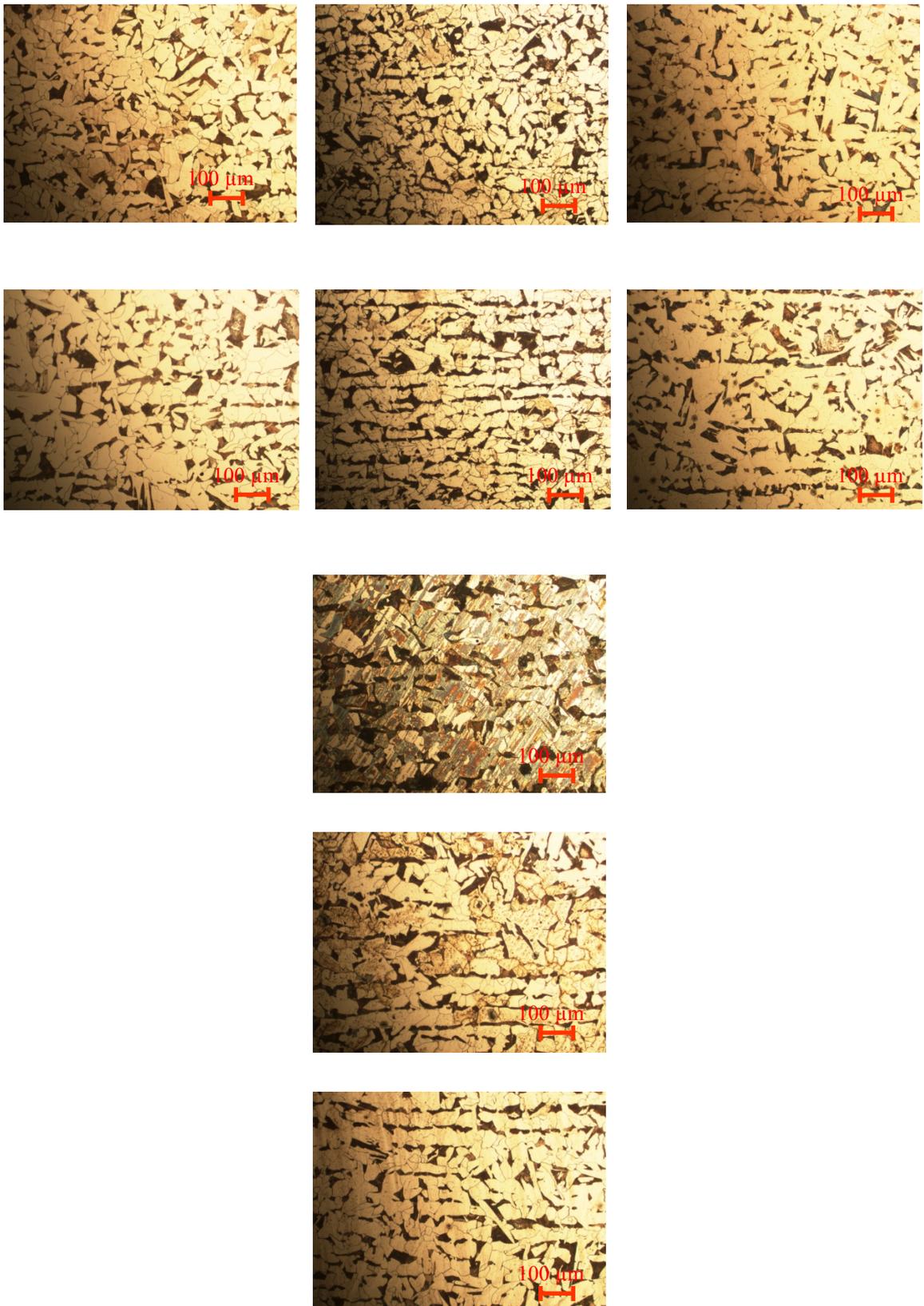
- Aparece nuevamente una disminución del tamaño de grano análoga a la observada en la chapa de 20 mm.
- La microestructura de la chapa calentada aparece desordenada en las zonas cercanas a la superficie de aplicación de la llama y se va ordenando a medida que nos alejamos de esta, efecto provocado por la aplicación de la llama.
- No se aprecia cementita terciaria en la microestructura del acero calentado.



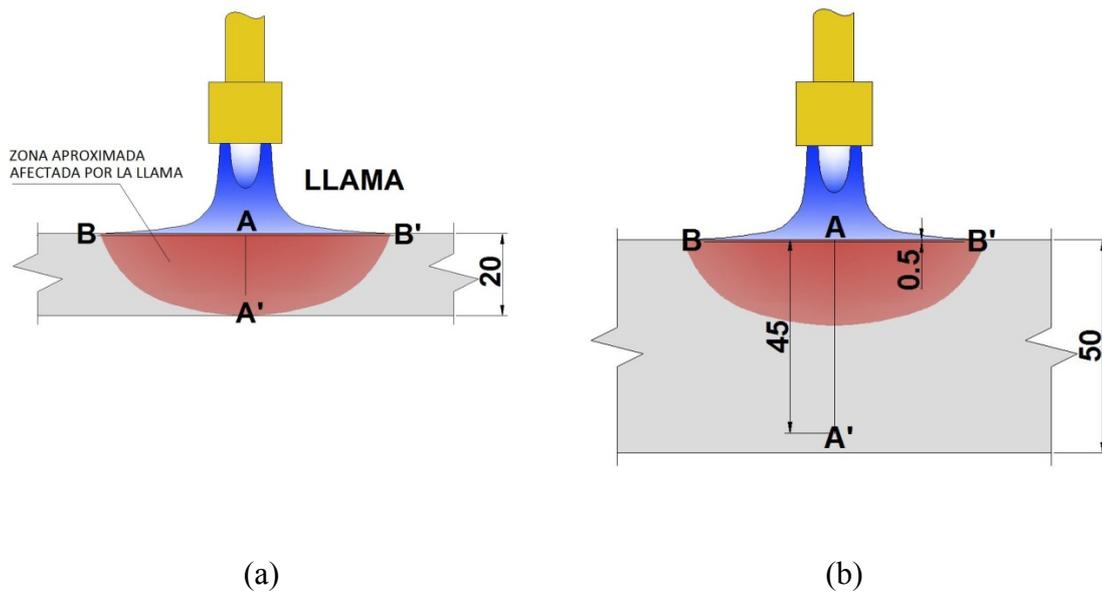
**Figura 5.5** Micrografías en (a) superficie, (b) a 12.5 y (c) a 25 mm de la superficie en el plano L-T. (d) macrografía sacada en el plano T-S a 12.5 mm de la superficie

### ***Ensayos de dureza Vickers***

Los ensayos de dureza (realizados de acuerdo con el procedimiento descrito en el Apartado 3.3.3.2) fueron realizados a lo largo del espesor tanto para las chapas de 20 mm como para las de 50 mm, antes y después de ser calentadas, tal como se muestra en la Figura 5.7.



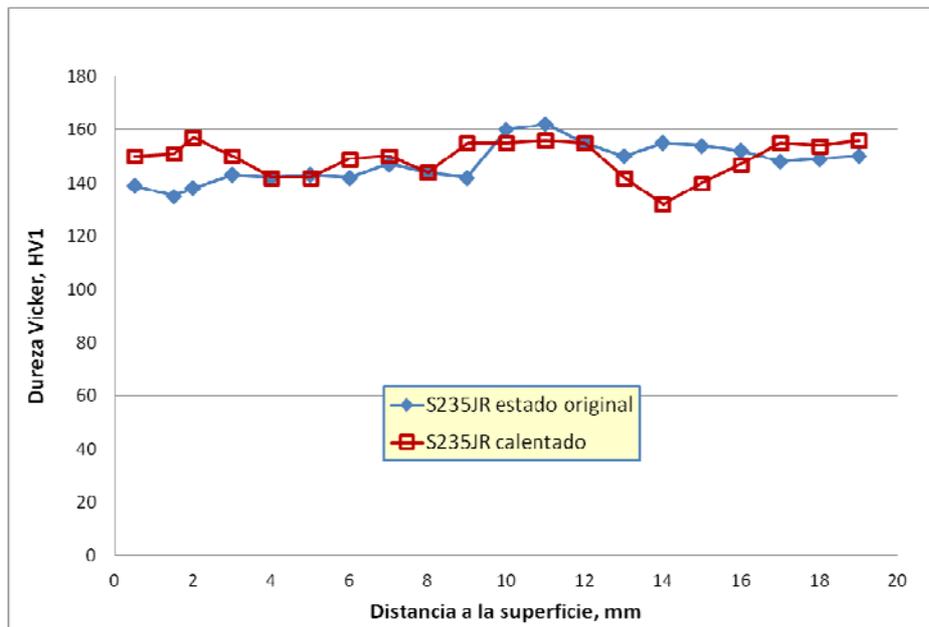
**Figura 5.6** Micrografías obtenidas en distintas zonas en la chapa calentada (ver Figura 5.4 (b))



**Figura 5.7** Esquema que muestra la línea sobre la que se han realizado las medidas de las durezas (línea A-A'). (a) chapa de 20 mm, (b) chapa de 50 mm

Chapas de 20 mm

Los resultados de dureza obtenidos para el acero S235JR en las chapas de 20 mm de espesor están recogidos en la Figura 5.8 y en la Tabla 5.7.



**Figura 5.8** Resultados de durezas obtenidos en la chapa de 20 mm en su estado original y después de ser calentada para el acero S235JR

Tabla 5.7 Durezas obtenidas para el acero S235JR en las chapas de 20 mm de espesor

S235JR		
Distancia a la superficie (mm)	Estado original (HV)	Calentado (HV)
0.5	139	150
1.5	135	151
2	138	157
3	143	150
4	142	142
5	143	142
6	142	149
7	147	150
8	144	144
9	142	155
10	160	155
11	162	156
12	155	155
13	150	142
14	155	132
15	154	140
16	152	147
17	148	155
18	149	154
19	150	156

De ellos se desprende que la dureza no varía significativamente al aplicar la llama a la chapa y los valores se mantienen en torno a los 150 HV, más concretamente:

- Chapa en estado original, valor medio:  $147.5 \pm 7$  HV
- Chapa después de ser calentada, valor medio:  $149.1 \pm 7$  HV

Estos valores son perfectamente consistentes con los resultados característicos para aceros de este tipo.

*Chapa de 50 mm*

En las siguientes Figura 5.9 y Tabla 5.8 se muestran los resultados de las durezas realizadas sobre las chapas de 50 mm constituidas por el acero S235JR, tanto en su estado de recepción (estado original) como después de ser calentadas. Resulta evidente que la dureza del material experimenta una reducción sensible como consecuencia del calentamiento; este efecto resulta tanto más acusado cuanto mayor es la proximidad a la superficie calentada. Los valores de durezas de cada chapa son:

- $177 \pm 6$  HV en estado original.

- $148 \pm 12$  HV después de ser calentada.

Atendiendo a estos valores obtenidos de la media de cada chapa la reducción producida en el acero por el efecto de la llama es del 16 %.

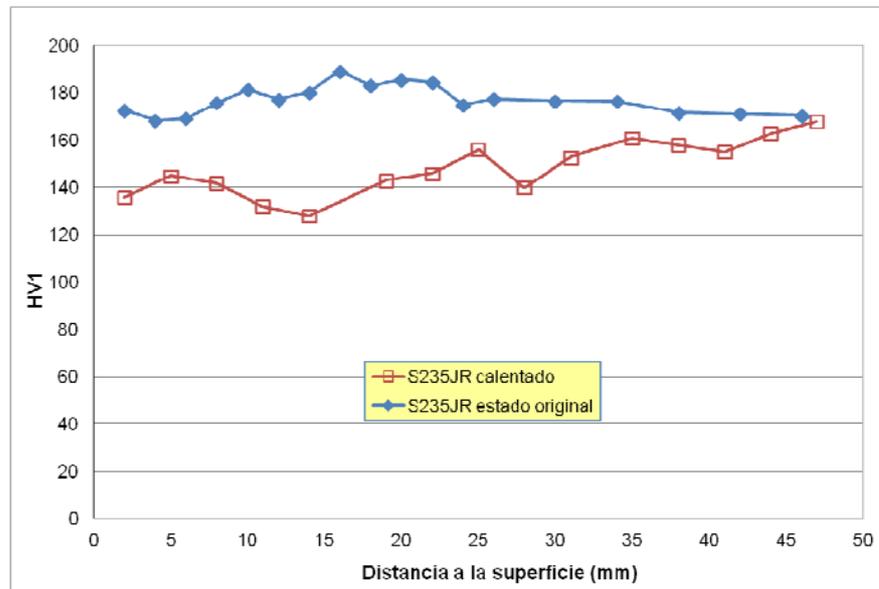


Figura 5.9 Resultados de durezas obtenidos en la chapa de 50 mm en su estado original y después de ser calentada para el acero S235JR

Tabla 5.8 Durezas obtenidas para el acero S235JR en las chapas de 50 mm de espesor

S235JR			
Distancia a la superficie (mm)	Estado original (HV1)	Distancia a la superficie (mm)	Calentado (HV1)
2	172,8	2	136
4	168,5	5	145
8	175,8	8	142
10	181,4	11	132
12	177,4	14	128
14	180,4	19	143
18	183,1	22	146
20	185,6	25	156
22	184,6	28	140
24	175	31	153
26	177,5	35	161
30	176,7	38	158
38	171,8	41	155
42	171,3	44	163
46	170,5	47	168

***Ensayos de tracción***

Los ensayos de tracción se realizaron empleando las técnicas experimentales descritas en el Apartado 3.3.3.4, siguiendo las directrices que marca la norma [35]. Seguidamente se presenta la enumeración detallada de los ensayos llevados a cabo:

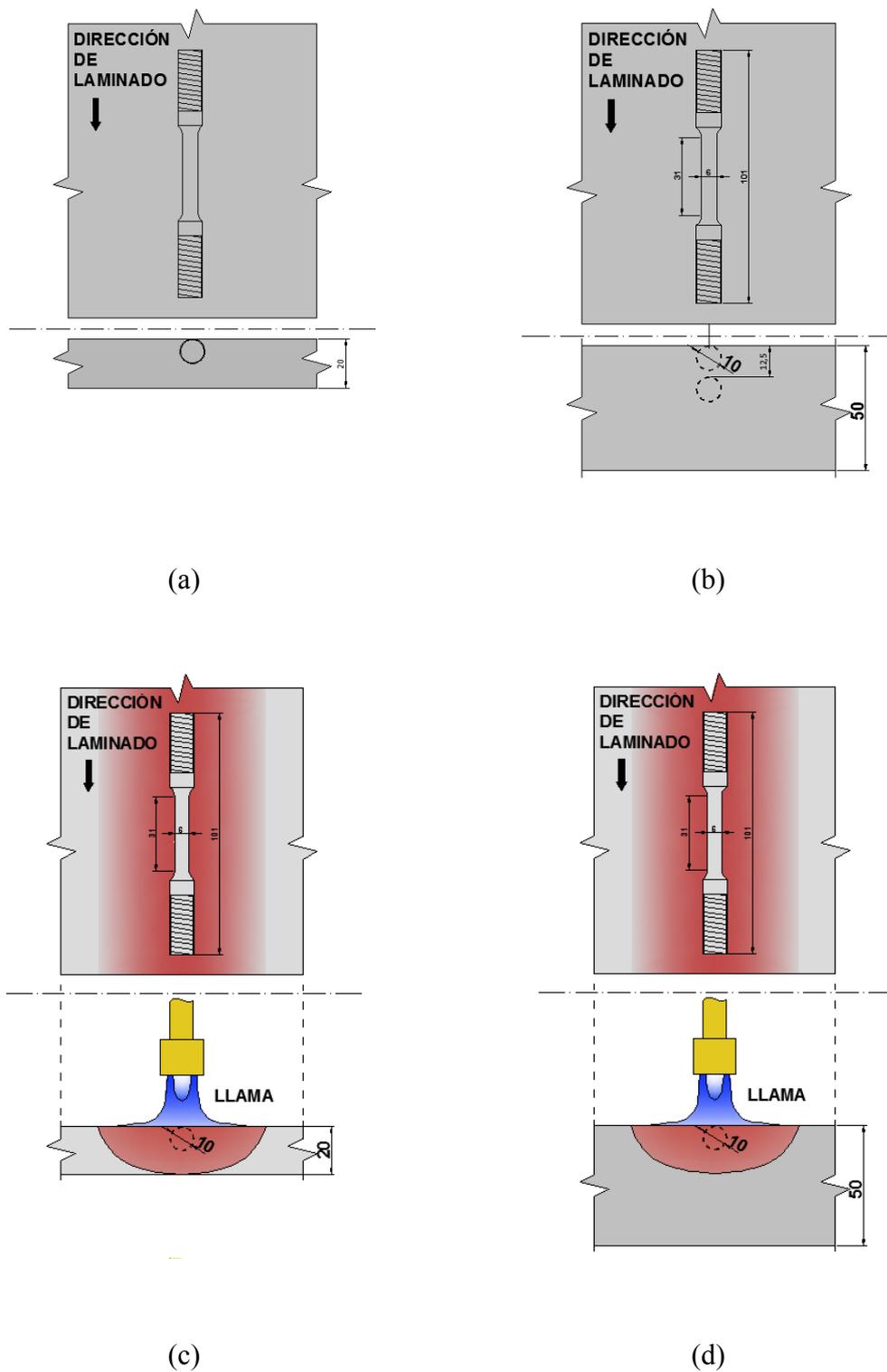
- Chapa de 20 mm sin calentar: 1 ensayo de tracción.
- Chapa de 20 mm calentada: 1 ensayo de tracción.
- Chapa de 50 mm sin calentar: 2 ensayos de tracción, uno en superficie y otro a  $\frac{1}{4}$  del espesor, 12.5 mm.
- Chapa de 50 mm calentada: 2 ensayos de tracción en superficie.

La Figura 5.10 resume la colocación de las probetas en las chapas antes de ser extraídas de éstas para su ensayo.

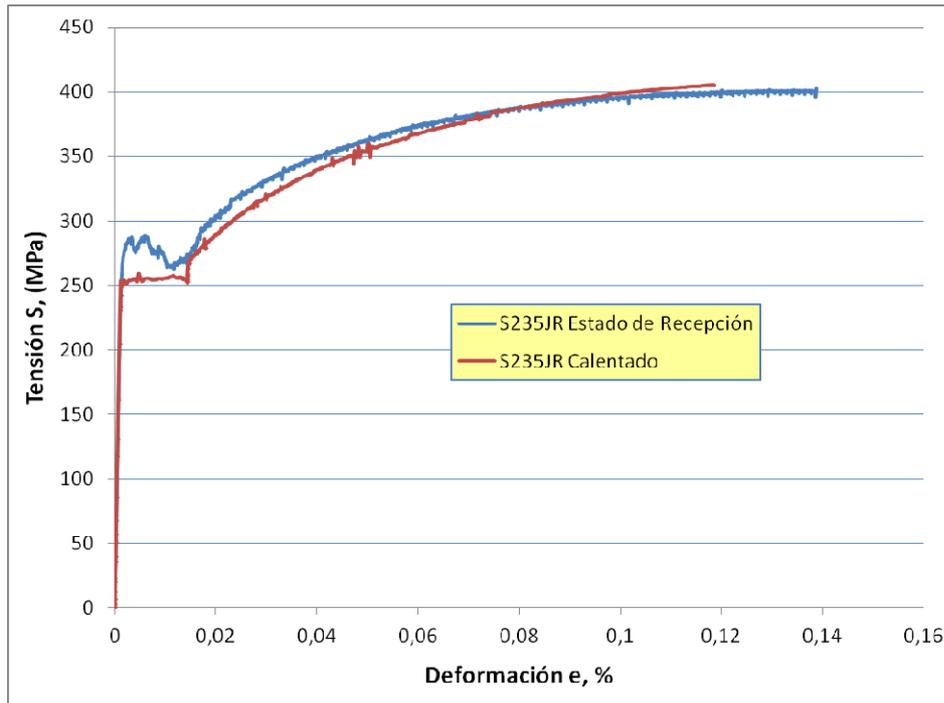
***Chapa de 20 mm***

En la Figura 5.11 se representan las curvas tensión-deformación en variables ingenieriles obtenidas para la chapa de 20 mm de acero S235JR antes y después de ser calentado. En la Tabla 5.9 se resumen los parámetros mecánicos más relevantes obtenidos a partir de los ensayos. Las principales características que se extraen de los resultados son las siguientes:

- Se produce una reducción del límite elástico del material resultado este concordante con la reducción observada en la dureza.
- La tensión de rotura aumenta muy ligeramente después del calentamiento (algo menos del 3%).
- La deformación bajo carga máxima se ve reducida en un porcentaje significativo.



**Figura 5.10** Esquema de la extracción de las probetas para los ensayos de tracción tanto en las chapas en estado original, (a) 20mm y (b) 50 mm, como después de calentarla, (c) 20mm y (d) 50 mm



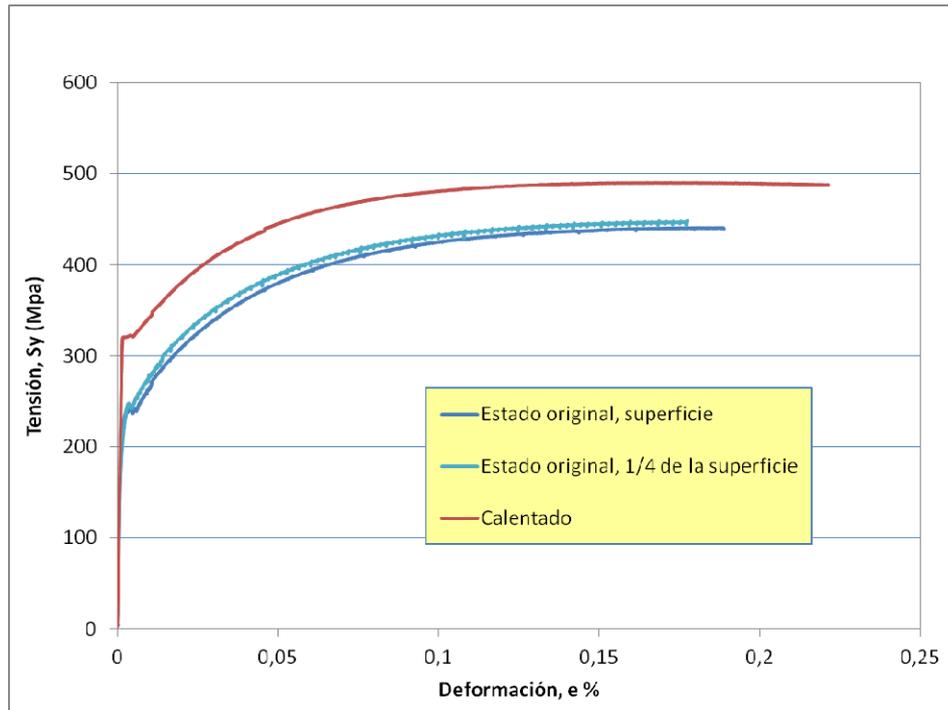
**Figura 5.11** Resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 20 mm de acero S235JR

**Tabla 5.9** Resumen de los resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 20 mm de acero S235JR

		Estado de Recepción	Calentado	Variación %
<b>Módulo de elasticidad</b>	E (GPa)	238	219	- 7,98
<b>Límite elástico</b>	Reh (MPa)	284	253,78	- 10,64
<b>Tensión de rotura</b>	Rm (MPa)	402	413	2,74
<b>Elongación bajo carga max.</b>	%	13,8	11,8	- 14,5

*Chapa de 50 mm*

Tanto la Figura 5.12 como la Tabla 5.10 muestran los resultados obtenidos en los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de las chapas de 50 mm de acero S235JR; la Figura 5.12 muestra las curvas tensión-deformación en variables ingenieriles mientras que la Tabla 5.10 resume los valores de los principales parámetros resistentes del material.



**Figura 5.12** Resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 50 mm de acero S235JR

**Tabla 5.10** Resumen de los resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 50 mm de acero S235JR

	Estado de Recepción	Estado original, ¼ de T	Calentado	Variación %	
Modulo de elasticidad, E (GPa)	186	196	202	9	3
Límite elástico, Reh (MPa)	239	248	320	34	29
Tensión de rotura, Rm (MPa)	439	448	490	12	9
Elongación bajo carga max., %	18,9	17,7	17	-10	-4

El calentamiento provoca una notable modificación del comportamiento mecánico del acero frente a tracción, como muestran las curvas obtenidas. Como características a resaltar pueden señalarse las siguientes:

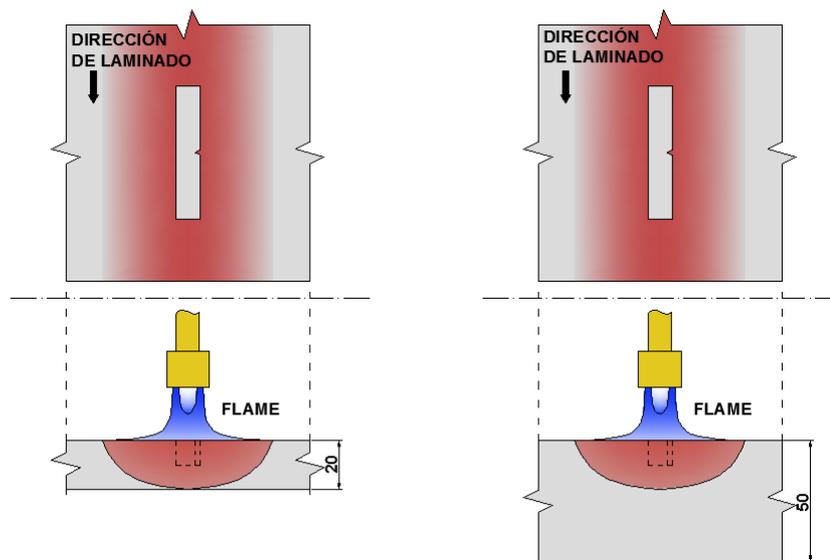
- Se produce un sustancial aumento (en torno al 30%) del límite elástico como consecuencia del calentamiento.
- La tensión de rotura aumenta también de forma significativa, aunque en menor medida que el límite elástico (aproximadamente un 10%).
- La elongación bajo carga máxima también aumenta en porcentajes algo menores.

*Caracterización en fractura, ensayo Charpy*

Para la caracterización de las propiedades de resiliencia se extrajo un conjunto de probetas Charpy con entalla en V (CVN) de las chapas disponibles. Cada una de estas probetas se ensayó siguiendo las técnicas experimentales descritas en el Apartado 3.3.3.5. En la Figura 3.29 se muestran el tipo de probetas empleadas, cuyas dimensiones se adecuan a la norma [34].

La Figura 3.5 y la Figura 3.6 muestran el despiece de las chapas de cada acero sin calentar mientras que el de las chapas calentadas se muestra en la Figura 3.17; asimismo se incluye la Figura 5.13 que esquematiza la ubicación de las probetas extraídas de las chapas calentadas; estas probetas se extrajeron adyacentes a la superficie afectada por la llama, de forma que los resultados obtenidos resulten representativos de los 10 mm en profundidad desde la superficie, donde el efecto de la llama es más intenso.

Los rangos de temperatura fueron seleccionados al objeto de incluir tanto el Lower Shelf como el Upper Shelf así como la región de transición dúctil-fragil de cada acero. Las curvas de los ensayos Charpy se expresan en términos de Energía absorbida vs. Temperatura.

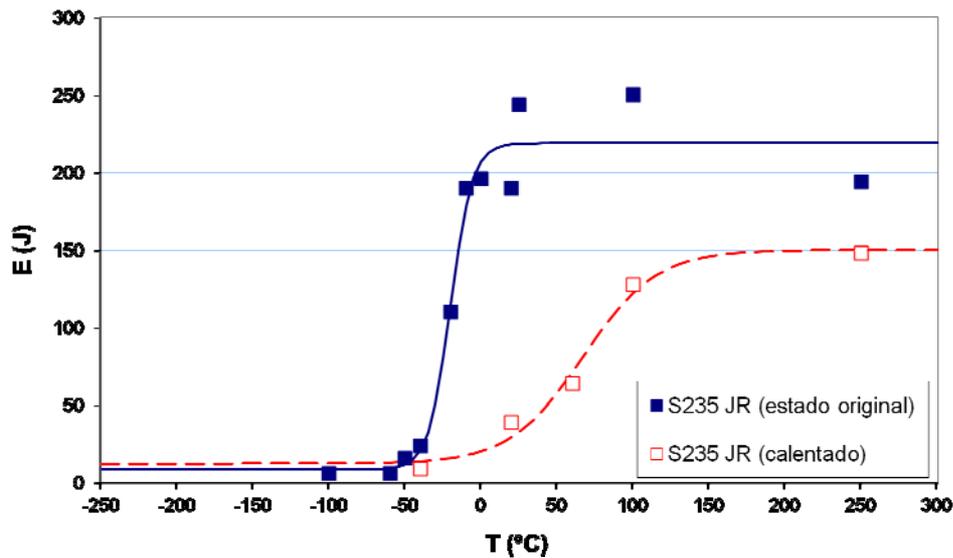


**Figura 5.13** Situación de las probetas charpy en las chapas de 20 y de 50 mm

Para facilitar el análisis posterior, los datos obtenidos se han ajustado a una curva tipo tangente hiperbólica, véase la ecuación (5.3).

$$E = A + B \tanh\left(\frac{T - C}{D}\right) \tag{5.3}$$

En la ecuación (5.3) A, B, C y D son parámetros libres que se obtienen mediante ajuste de valores experimentales obtenidos (energía, E, vs. Temperatura, T) por el método de los mínimos cuadrados. Con las curvas halladas para cada acero utilizando este método se definen los valores de la energía en el Upper Shelf (que se corresponde con el valor A+B), la energía en el Lower Shelf (igual al resultado A-B) la temperatura de transición, (que se identifica con el valor C), la anchura de la zona de transición (parámetro D) y la temperatura de transición  $T_{27J}$ .



**Figura 5.14** Curvas Charpy, energía vs. temperatura, obtenidas para el acero S235 JR, espesor de 20 mm

Chapa de 20 mm

Como puede deducirse de la observación de las curvas Charpy obtenidas (Figura 5.14), el acero S235 JR, en la chapa de 20 mm de espesor, muestra una fragilización muy pronunciada después de haberlo sometido al calentamiento. Se observa en la Figura 5.14

y en la Tabla 5.11 cómo la energía máxima (Upper Shelf) pasa de 219 J a 150 J, lo que supone un importante descenso de 69 J; este fenómeno viene acompañado por un incremento de  $T_{27J}$  desde  $-37.1\text{ }^{\circ}\text{C}$  a  $15.5\text{ }^{\circ}\text{C}$ , quedando cerca del límite demandado para este material que es de  $T_{27J} = 20\text{ J}$ , lo que certifica la fragilización que se apuntaba anteriormente.

Tabla 5.11 Principales valores extraídos de las curvas Charpy

	Estado original	Calentado	Variación
Energía en UpperShelf (J)	219	150	-69
Temp. de transición ( $^{\circ}\text{C}$ )	-20,3	66,9	87,2
Anchura región de transición ( $^{\circ}\text{C}$ )	14,4	48,1	33,7
$T_{27J}$	-37,1	15,5	52,6

Chapa de 50 mm

Al contrario del efecto experimentado por el acero S235 JR después de ser calentado en la chapa de 20 mm, para la chapa de 50 mm el comportamiento en fractura es ligeramente superior, como muestra la Figura 5.15; tanto la energía en el Upper Shelf como la temperatura  $T_{27J}$  sufren variaciones que mejoran el comportamiento a fractura de este acero.

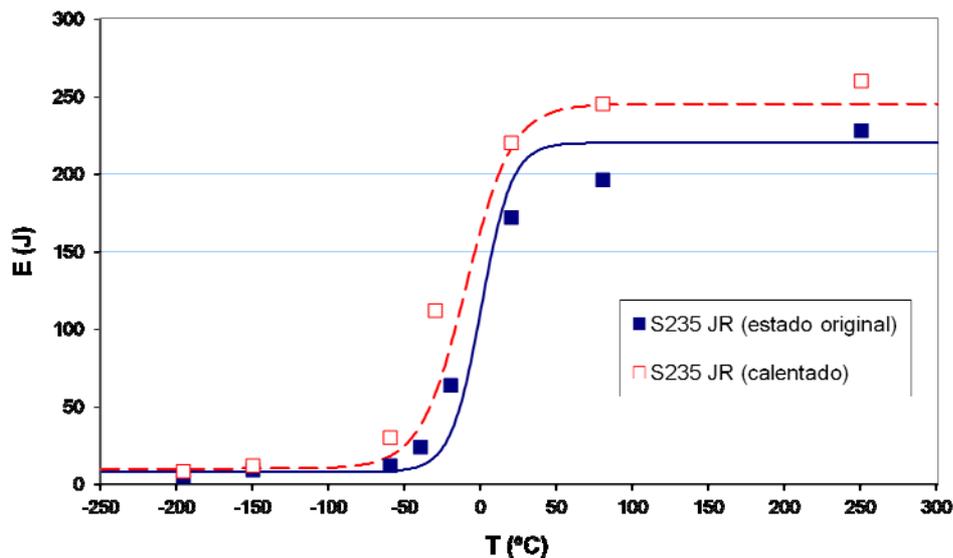


Figura 5.15 Curvas Charpy, energía vs. temperatura, obtenidas para el acero S235 JR, espesor de 50 mm

Como se detalla en la Tabla 5.12, la variación del Upper Shelf es de 25 J positivos mientras que la  $T_{27J}$  pasa de -23.2 °C a -48.3 °C, lo que supone una diferencia de 25.1 °C; estos dos resultados permiten cuantificar la leve mejoría experimentada por el material en su comportamiento en fractura. La temperatura de transición dúctil-frágil también experimenta una mejoría pasando de 0 °C a -10 °C.

**Tabla 5.12 Principales valores extraídos de las curvas Charpy**

	<b>Estado original</b>	<b>Calentado</b>	<b>Variación</b>
Energía UpperShelf (J)	220	245	25
Temp. transición (°C)	0,0	-10,0	-10,0
Anchura región transición (°C)	20,0	30,0	10,0
$T_{27J}$	-23,2	-48,3	-25,1

Como se apuntaba anteriormente, el acero S235 JR ha sufrido una importante fragilización en las chapas de 20 mm como consecuencia del calentamiento con la llama. Esta conclusión se apreciaba nítidamente en las curvas de impacto Charpy representadas en la Figura 5.14; sin embargo, aunque las curvas Charpy son útiles para poner de manifiesto las características generales relacionadas con la resistencia a fractura, representan una herramienta limitada para propósitos estructurales.

El concepto de integral J, originariamente introducido por Rice [48], representa el parámetro material apropiado para describir la tenacidad a fractura cuando interviene la plasticidad durante la fractura [49, 50]. La curva J- $\Delta a$  de un material representa su resistencia al crecimiento estable de grieta (siendo “a” la dimensión de la fisura y  $\Delta a$  el crecimiento debido a la carga aplicada) cuando se dan condiciones de mecánica de la fractura elástico plástica durante la propagación.

Para este propósito se ha empleado la definición (5.4) para la integral J como una tasa de liberación de energía [49, 50]. Así, **J** es una medida de la energía disponible para producir una extensión virtual (pequeña) en la longitud de fisura,  $\delta a$ . El cambio de energía potencial virtual ( $\delta\pi$ ) en un cuerpo deformado se define en [49, 50] a través del alargamiento virtual del área de la fisura ( $\delta A$ , donde  $\delta A = B \cdot \delta a$ , siendo **B** la longitud del frente de fisura). La energía potencial  $\pi$  se define como la diferencia entre la energía de

deformación acumulada en el cuerpo,  $U$ , y el trabajo realizado por fuerzas externas,  $F$ ; por consiguiente,  $\pi=U-F$ :

$$J = \frac{\delta \pi}{\delta A} = \frac{1}{B} \frac{\delta \pi}{\delta a} \quad (5.4)$$

La definición de la probeta, los detalles experimentales así como la interpretación de los resultados se han llevado a cabo siguiendo los criterios establecidos en la norma ASTM [51].

Para la caracterización del acero S235 JR se dispusieron dos probetas Charpy CVN iguales a las empleadas en los ensayos Charpy, ver Figura 3.29, una en condiciones de estado original y otra después de calentar la chapa. Estas probetas fueron prefisuradas mediante ciclos de fatiga para inducir la presencia de una fisura inicial  $a_0$  y posteriormente ensayadas en flexión en tres puntos a temperatura ambiente. La longitud de fisura durante el ensayo fue determinada empleando la técnica de la flexibilidad durante la descarga (*elastic compliance technique*); esta técnica es más adecuada cuando, como en este caso, solo se dispone de una probeta (ver [48, 49 y 51]). Finalmente se obtienen las curvas de resistencia a la fractura, las cuales están representadas en la Figura 5.16.

Siguiendo las recomendaciones expuestas en [51], los puntos experimental ( $\Delta a$ ,  $J$ ) se ajustan por mínimos cuadrados a una ley potencial (5.5), determinando de este modo los parámetros  $C_1$  y  $C_2$ :

$$J = C_1 (\Delta a)^{C_2} \quad (5.5)$$

Las curvas subrayan la diferente respuesta en fractura existente entre el acero original y el acero calentado. El acero en estado original muestra una notable resistencia frente a la fisuración que se incrementa sustancialmente con el avance de la fisura. Este comportamiento implica que la necesidad de incrementar la sollicitación aplicada para hacer propagar una fisura existente en la estructura. Por su parte, el acero tratado

mediante llama manifiesta una importante fragilización que no solo afecta a los valores absolutos de resistencia sino también a la forma general de la curva.

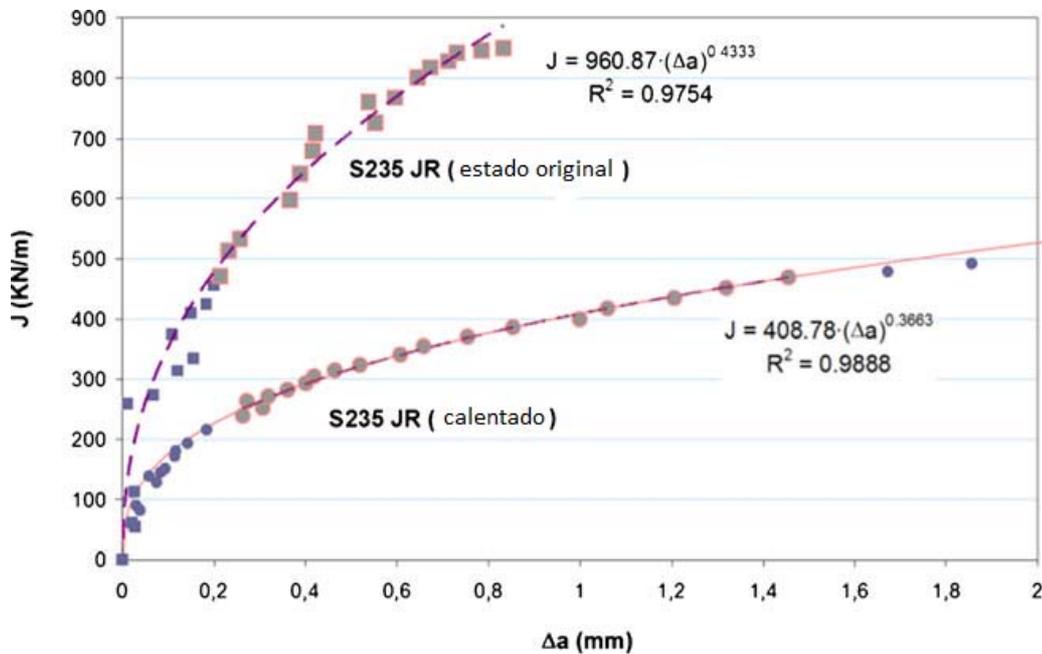


Figura 5.16 Curvas de resistencia en fractura del acero S235 JR antes y después de ser calentado

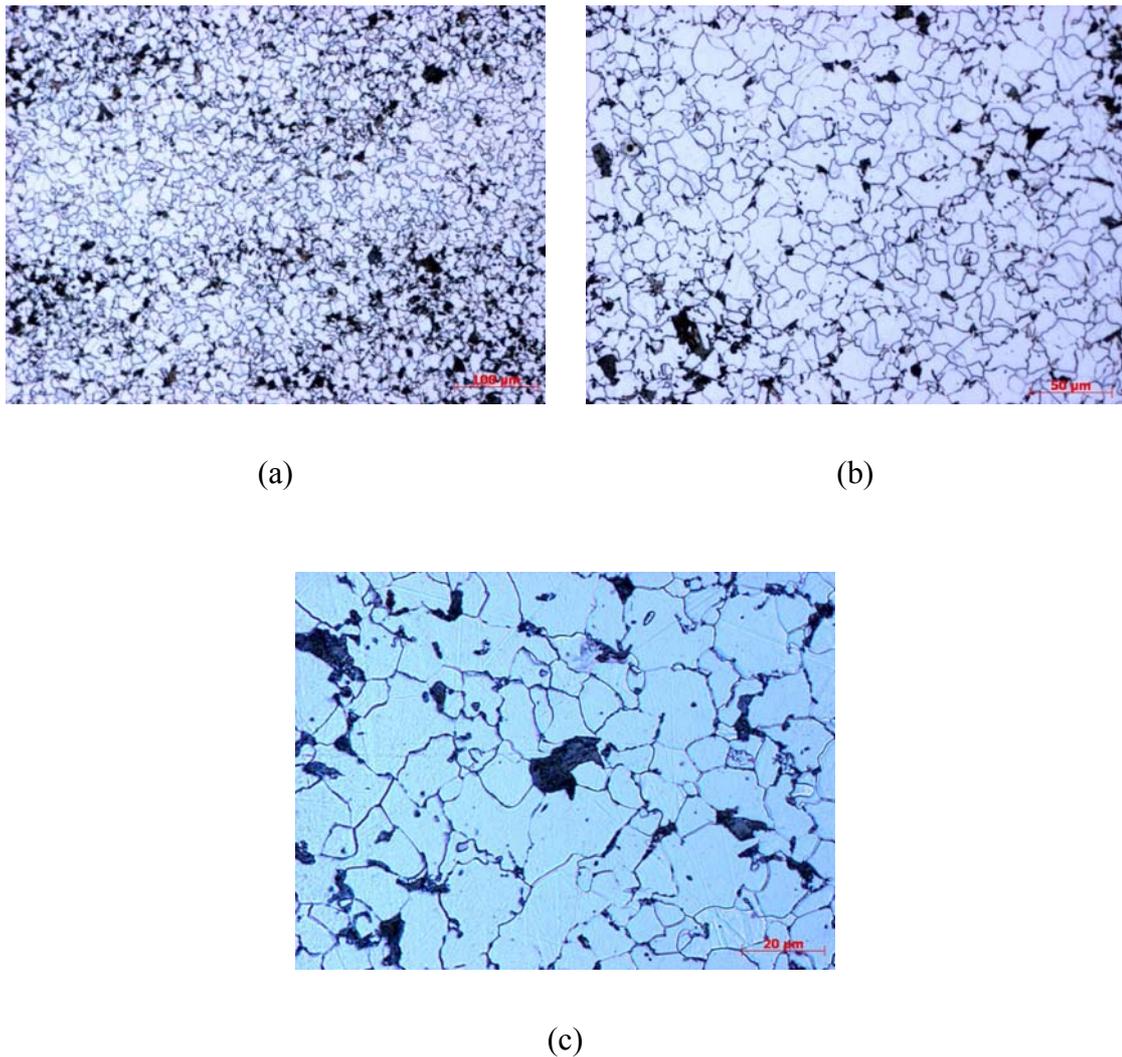
### 5.2.2.2 Acero S355 J2

El acero S355 J2 pertenece al grupo de los aceros estructurales no aleados y su microestructura es ferrítico-perlítica; el material disponible ha sido fabricado mediante laminado en caliente -ver Apartado 3.2.2.1 para más detalles-.

#### Análisis microestructural

##### Chapa de 20 mm

- La Figura 5.17 muestra micrografías a distintas magnificaciones del acero S355J2 en su estado original a una distancia de 10 mm desde la superficie. En la Figura 5.18 se pueden observar distintas micrografías del acero después de ser calentado a distintas distancias de la superficie atacada con la llama, (a) 0.5, (b) 6.5, (c) 12.5 y (d) 19 mm.



**Figura 5.17** Micrografías a distintas magnificaciones de la chapa de 20 mm de acero S355J2 en su estado original a una distancia de 10 mm desde la superficie

Después de analizar y comparar ambas situaciones se extraen las siguientes conclusiones:

- En la Figura 5.17, acero en estado original, se aprecia una microestructura ferrítica-perlítica y una cierta ordenación de las bandas de ferrita.
- La microestructura del acero después de ser calentado deja patente una clara reorganización, o mejor dicho desorganización, de la microestructura en las zonas cercanas a la superficie afectada por la llama; a medida que la distancia a la superficie aumenta, la microestructura vuelve a aparecer ordenada en bandas, debido a que la llama tiene en estas zonas un efecto menor.

Existe un refinamiento en los granos después de calentar el acero, como ya ocurriera con el acero S235JR, de naturaleza similar. el tamaño medio, expresado como el diámetro medio, pasa de ser  $16 \pm 4 \mu\text{m}$  a  $12,5 \pm 4 \mu\text{m}$ , lo que supone un 22 % de reducción del tamaño.

#### *Chapa de 50 mm*

Para el estudio de las chapas de 50 mm del acero S355J2 se realizaron macrografías a lo largo del espesor de ambas según indica la Figura 5.4 – (a) chapa sin calentar y (b) chapa calentada–.

La Figura 5.19 muestra tres macrografías obtenidas a 0.5, 12.5 y 25 mm respectivamente, en el plano L-T; en ellas se aprecia una microestructura ferrítico-perlítica similar a la que mostraba la chapa de 20 mm, con un tamaño de grano medio de  $16 \pm 4 \mu\text{m}$ . La Figura 5.19 d) muestra la microestructura del acero en el plano T-S; en ella se aprecia claramente el efecto que provoca el laminado, ordenando los cristales de ferrita en bandas. La Figura 5.20 muestra la microestructura resultante en el acero después de calentarlo, en las zonas indicadas en la Figura 5.4. En las zonas muy cercanas a la superficie afectada por la llama se ha producido un cambio drástico en la microestructura, perdiendo su bandeado original. Las zonas alejadas de la superficie afectada por la llama presenta la microestructura original, con un ordenamiento en bandas de la ferrita y la perlita debido al proceso de laminado.

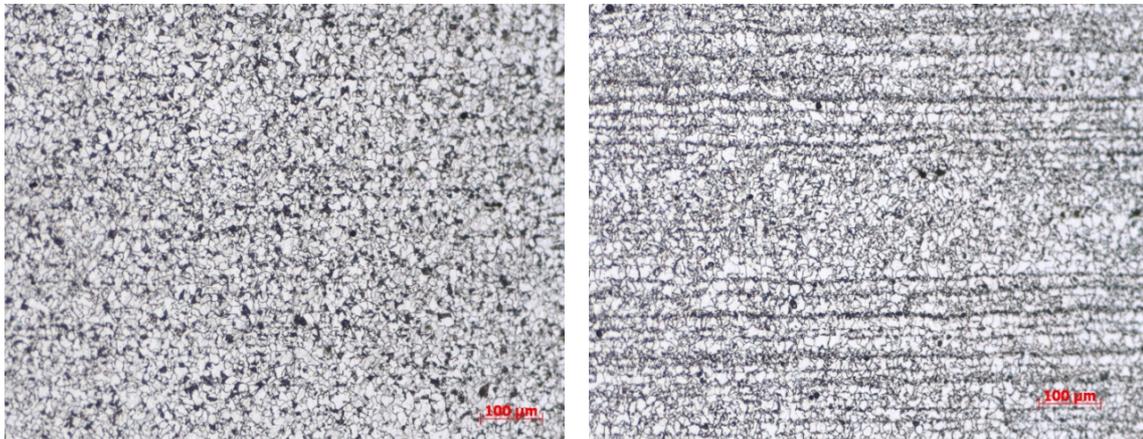
#### ***Ensayos de durezas Vickers***

##### *Chapas de 20 mm*

La Figura 5.21 y la Tabla 5.13 recogen los resultados de dureza obtenidos para el acero S355J2 en las chapas de 20 mm de espesor. La variación en los resultados antes y después de ser calentado el acero es significativa, perdiendo el acero algo de dureza después de ser calentado:

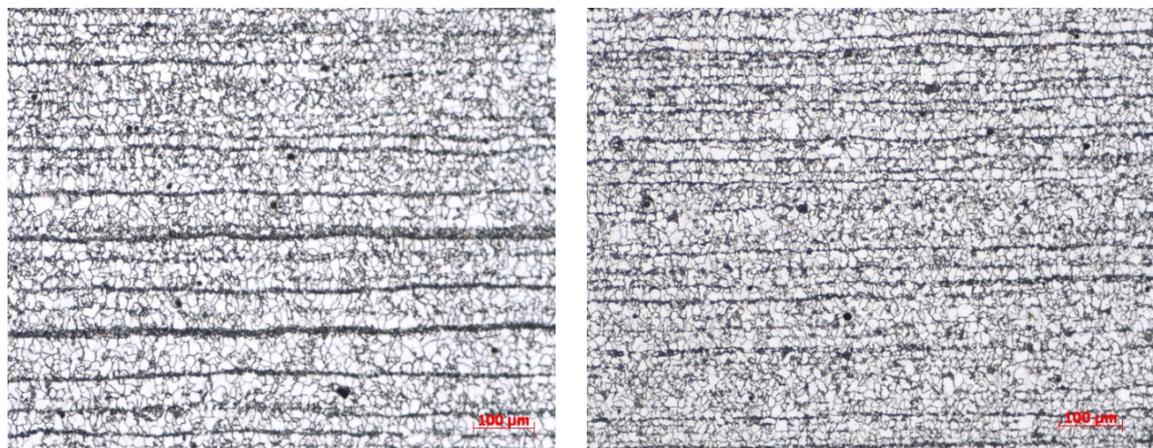
- Chapa en estado original, valor medio:  $193 \pm 7 \text{ HV}$
- Chapa después de ser calentada, valor medio:  $174,1 \pm 5 \text{ HV}$

La pérdida de dureza del acero después de ser sometido a la llama supone un 9,7% del valor de la dureza original.



(a)

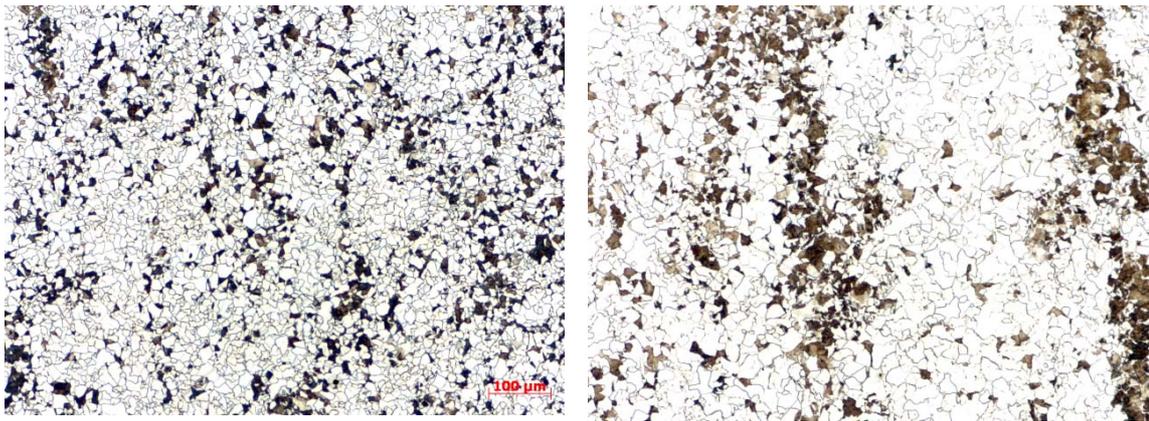
(b)



(c)

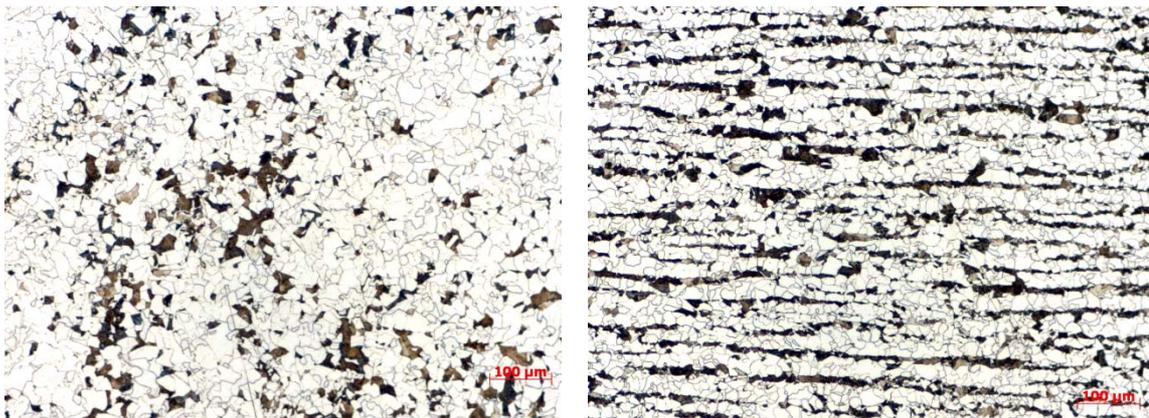
(d)

**Figura 5.18** Micrografías a distintas distancias de la superficie de la chapa de 20 mm de acero S355J2 después de ser calentada. (a) 0.5 mm, (b) 6.5 mm, (c) 12.5 mm, (d) 19 mm



(a)

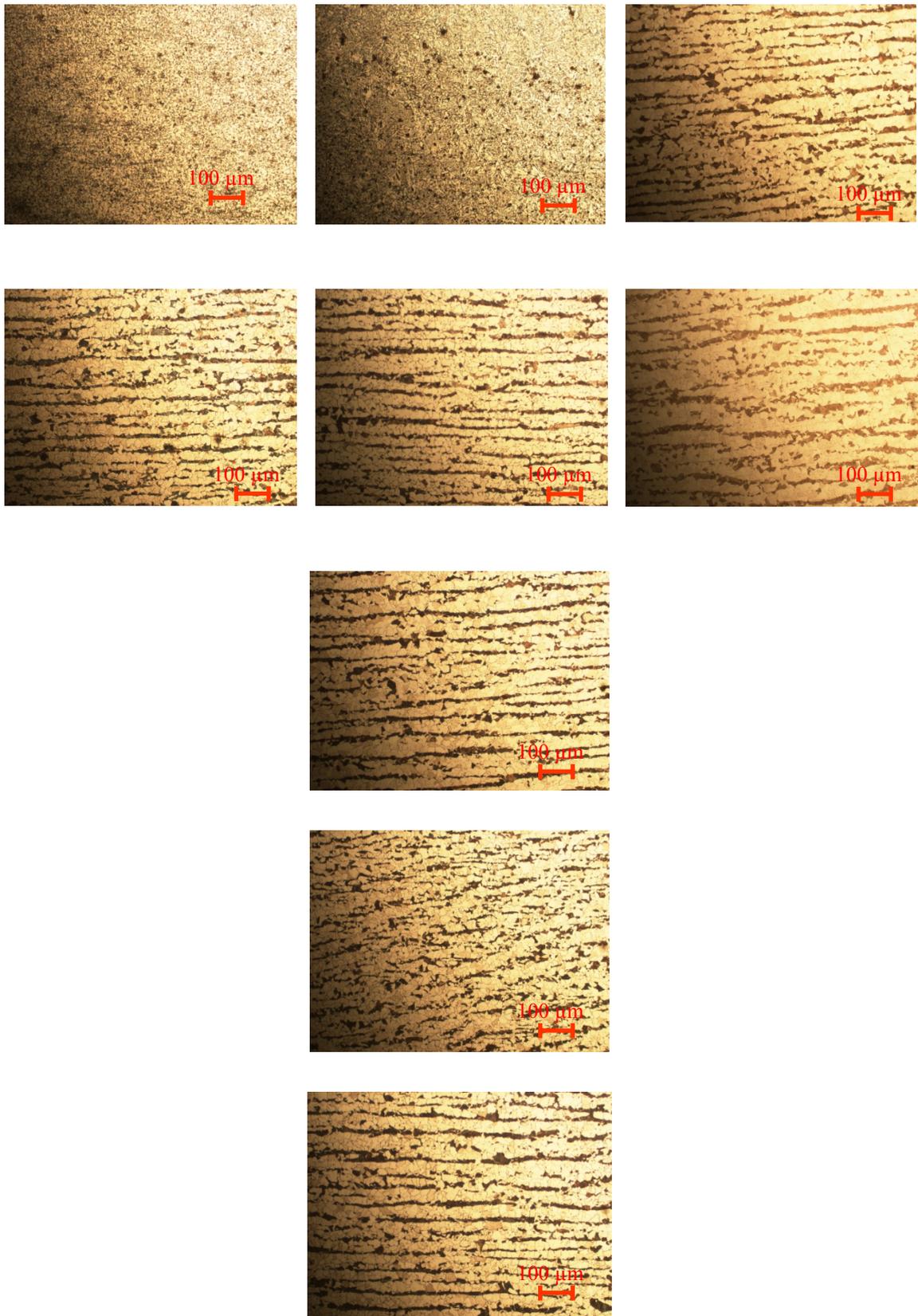
(b)



(c)

(d)

**Figura 5.19** Micrografías en (a) superficie, (b) a 12.5 y (c) a 25 mm de la superficie en el plano L-T. (d) macrografía sacada en el plano T-S a 12.5 mm de la superficie



**Figura 5.20** Macrografías obtenidas en la chapa de acero S355J2 (ver Figura 5.4)

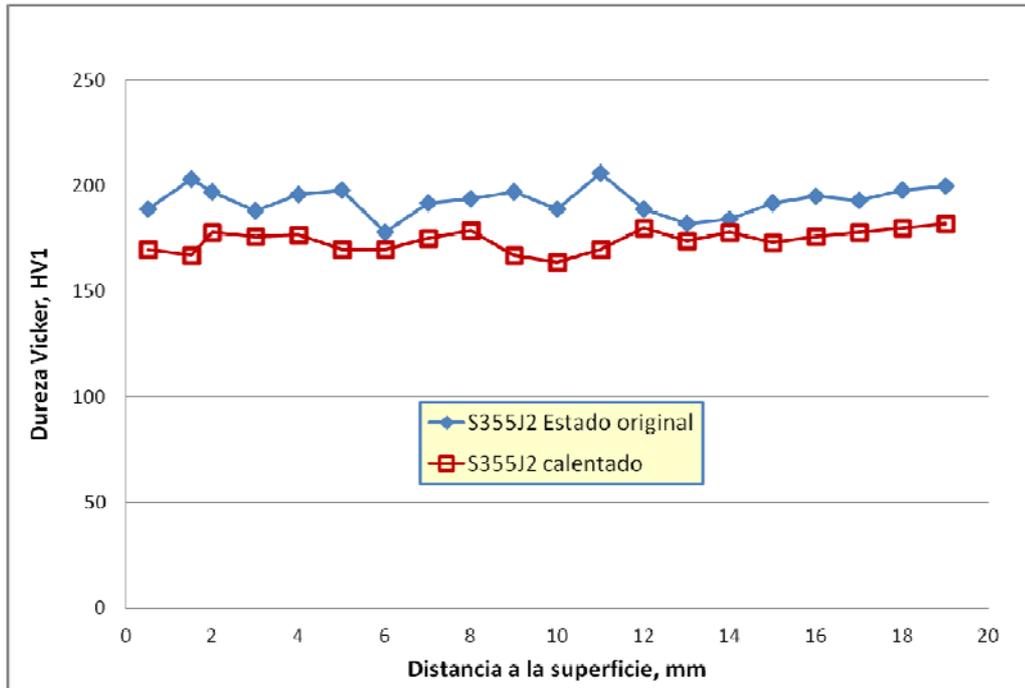


Figura 5.21 Resultados de durezas obtenidos en la chapa de 20 mm en su estado original y después de ser calentada para el acero S355J2

Tabla 5.13 Durezas obtenidas para el acero S355J2 en las chapas de 20 mm de espesor

S355J2		
Distancia a la superficie (mm)	Estado original (HV)	Calentado (HV)
0,5	189	170
1,5	203	167
2	197	178
3	188	176
4	196	177
5	198	170
6	178	170
7	192	175
8	194	179
9	197	167
10	189	164
11	206	170
12	189	180
13	182	174
14	184	178
15	192	173
16	195	176
17	193	178
18	198	180
19	200	182

Chapa de 50 mm

En las siguientes Figura 5.22 y Tabla 5.14 se muestran los resultados de las durezas realizadas sobre las chapas de 50 mm constituidas por el acero S355J2, tanto en su estado de recepción (estado original) como después de ser calentadas. Existe una ligera reducción en la dureza del acero después de calentarlo; las medias de durezas de cada chapa son:

- $196 \pm 7$  HV en estado original.
- $183 \pm 12$  HV después de ser calentada.

Atendiendo a estos valores obtenidos de la media de cada chapa la reducción producida en el acero por el efecto de la llama es del 6,67 %.

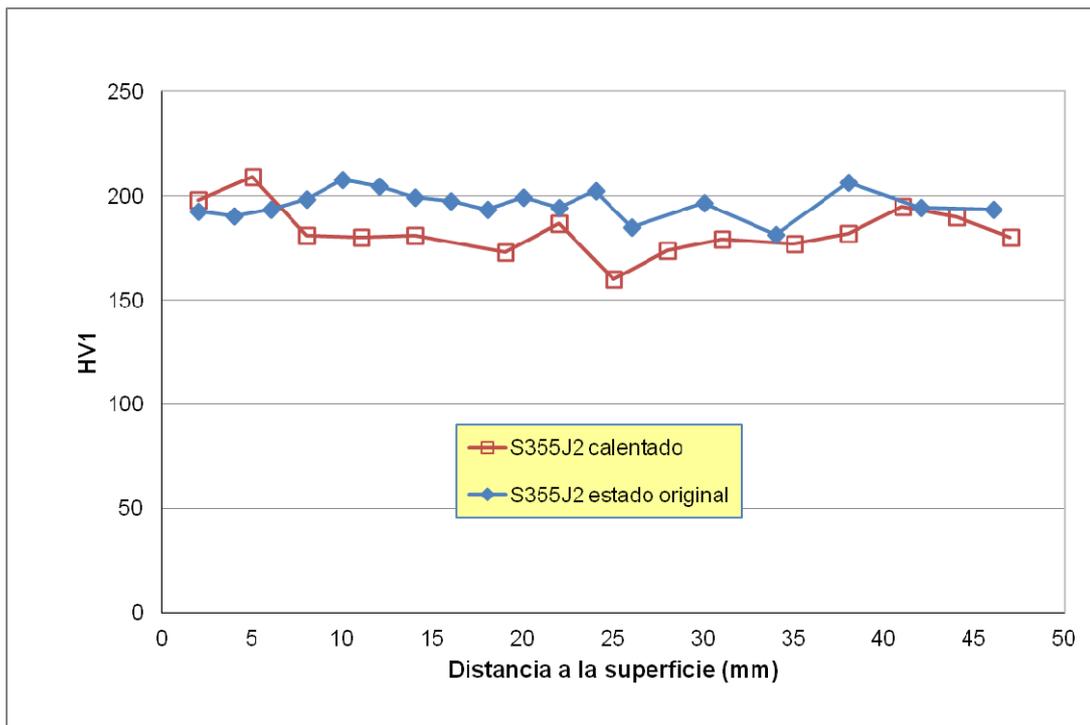


Figura 5.22 Resultados de durezas obtenidos en la chapa de 50 mm en su estado original y después de ser calentada para el acero S355J2

**Ensayos de tracción**

*Chapa de 20 mm*

En la Figura 5.23 se representan las curvas tensión deformación en variables ingenieriles obtenías para la chapa de 20 mm de acero S355J2 antes y después de ser calentado. En la Tabla 5.15 se resumen los principales parámetros mecánicos obtenidos en los ensayos.

**Tabla 5.14** Durezas obtenidas para el acero S355J2 en las chapas de 50 mm de espesor

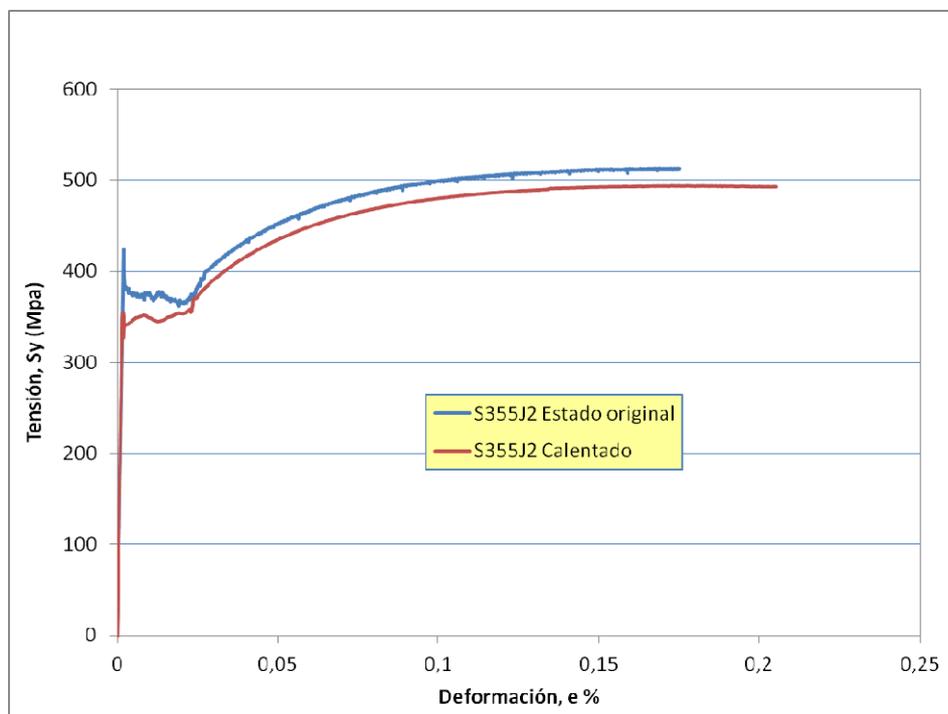
S355J2			
Distancia a la superficie (mm)	Estado original (HV1)	Distancia a la superficie (mm)	Calentado (HV1)
2	192,7	2	198
4	190,4	5	209
6	193,5	8	181
8	198,3	11	180
10	207,9	14	181
12	204,5	19	173
14	199,3	22	187
18	193,3	25	160
20	199,1	28	174
22	194,5	31	179
26	185,1	35	177
30	196,5	38	182
38	206,6	41	195
42	194,4	44	190
46	193,3	47	180

Las principales características que se extraen de los resultados son las siguientes:

- Reducción del límite elástico del material, en concordancia con la reducción observada en la dureza.
- La tensión de rotura disminuye también después del calentamiento.
- La elongación bajo carga máxima es algo mayor una vez calentado el acero.

Chapa de 50 mm

Los resultados obtenidos para la chapa de 50 mm muestran una ligera mejoría en las propiedades mecánicas frente a tracción del acero S355J2, tal cual muestran las curvas registradas en la Figura 5.24. Acorde con la Tabla 5.16 en la que se muestran los valores de los parámetros del acero obtenidos en los ensayos de tracción, el límite elástico del material se ve beneficiado después del calentamiento, aumentando su valor en una media del 10 % con respecto al valor medio obtenido en los ensayos de tracción del material en su estado original.



**Figura 5.23** Resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 20 mm de acero S355J2

La tensión de rotura se ve igualmente incrementada en un 6 % con respecto a la probeta sin calentar extraída en superficie, sin embargo, resulta prácticamente igual que el valor de la probeta extraída a ¼ del espesor.

Tabla 5.15 Resumen de los resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 20 mm de acero S355J2

		Estado de Recepción	Calentado	Variación %
<b>Modulo de elasticidad</b>	E (Gpa)	196	217	11
<b>Límite elástico</b>	Reh (Mpa)	377	342	-9
<b>Tensión de rotura</b>	Rm (Mpa)	513	492	-4
<b>Elongación bajo carga max.</b>	%	0,16	0,177	11

Caracterización en fractura, ensayo Charpy

Chapa de 20 mm

A la vista de la Figura 5.25 y de los datos recogidos en la Tabla 5.17, no se aprecia una diferencia importante de comportamiento entre el acero S355 J2 en su estado original y después de ser calentado.

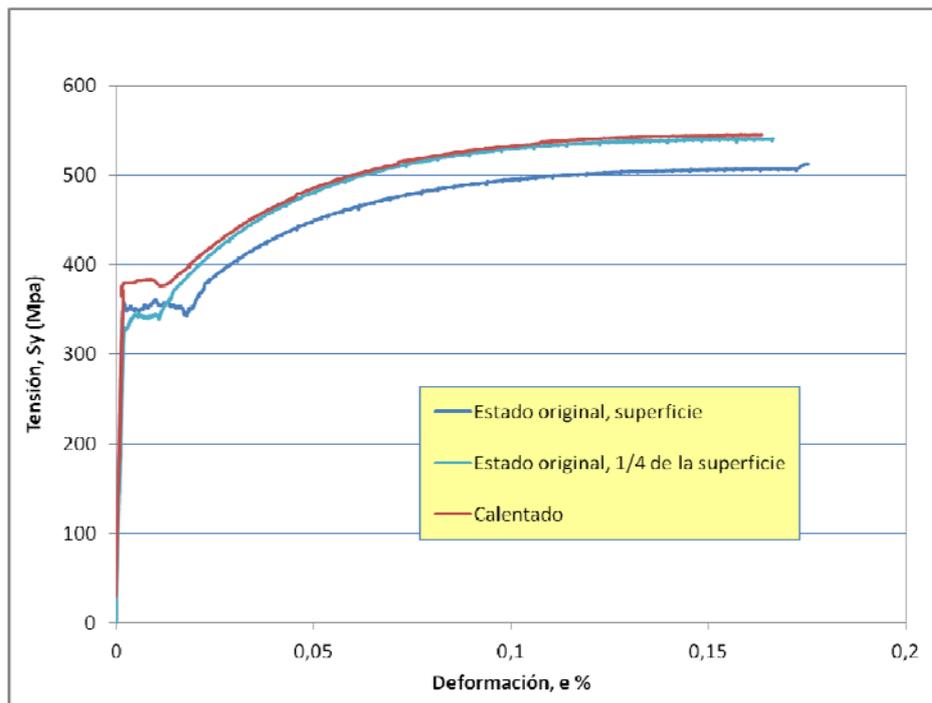


Figura 5.24 Resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 50 mm de acero S355J2

Tabla 5.16 Resumen de los resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 50 mm de acero S355J2

	Estado de Recepción	Estado original, 1/4 de T	Calentado	Variación %	
Modulo de elasticidad, E (GPa)	171	171	189	11	11
Límite elástico, Reh (MPa)	351	340	380	8	12
Tensión de rotura, Rm (MPa)	513	540	545	6	1
Elongación bajo carga max. %	17.5	16.6	16.4	-6	-1

Los principales valores derivados del estudio de las curvas Charpy revelan variaciones de poca entidad, si bien se puede considerar que el comportamiento mejora ligeramente después de ser calentado el acero ya que la energía en el Upper Shelf aumenta en 5 J mientras que la  $T_{27J}$  disminuye en  $-5.7\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

El parámetro  $T_{27J}$  debe de ser, según la normativa, como máximo  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , cumpliéndose ampliamente en ambos casos.

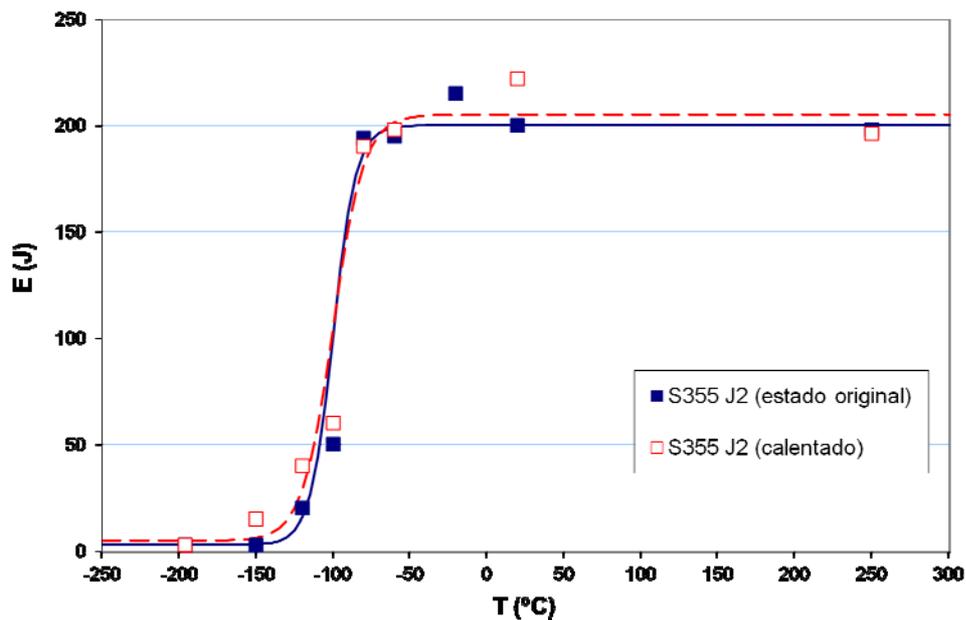


Figura 5.25 Curvas Charpy, energía vs. temperatura, obtenidas para el acero S355 J2, espesor de 20 mm

Tabla 5.17 Principales valores extraídos de las curvas Charpy

	Estado original	Calentado	Variación
Energía UpperShelf (J)	200	205	5
Temp. transición (°C)	-100	-100	0
Anchura región transición (°C)	15	20	5
T <sub>27J</sub>	-115.5	-121.2	-5.7

Chapa de 50 mm

La Figura 5.26 muestra los resultados obtenidos en las chapas de 50 mm. Se observa de nuevo, al igual que en la chapa de 20 mm, una mejoría en las propiedades a fractura pero de mayor magnitud en este caso. Esta mejoría en el comportamiento tras el calentamiento queda patente en los valores principales resumidos en la Tabla 5.18. La energía en el upper shelf sufre un incremento de 16 J tras el calentamiento mientras que la T<sub>27J</sub> varía en -12.8 °C, lo que supone una pequeña mejoría.

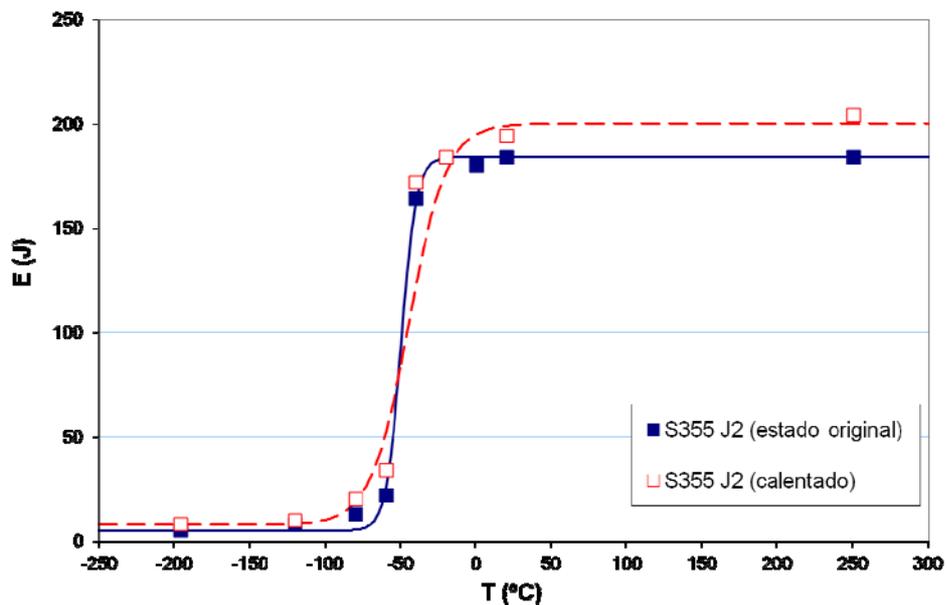


Figura 5.26 Curvas Charpy, energía vs. temperatura, obtenidas para el acero S355 J2, espesor de 50 mm

Tabla 5.18 Principales valores extraídos de las curvas Charpy

	Estado original	Calentado	Variación
Energía UpperShelf (J)	184	200	16
Temp. transición (°C)	-50.0	-45.0	5.0
Anchura región transición (°C)	10.0	25.0	15.0
$T_{27J}$	-59.8	-72.6	-12.8

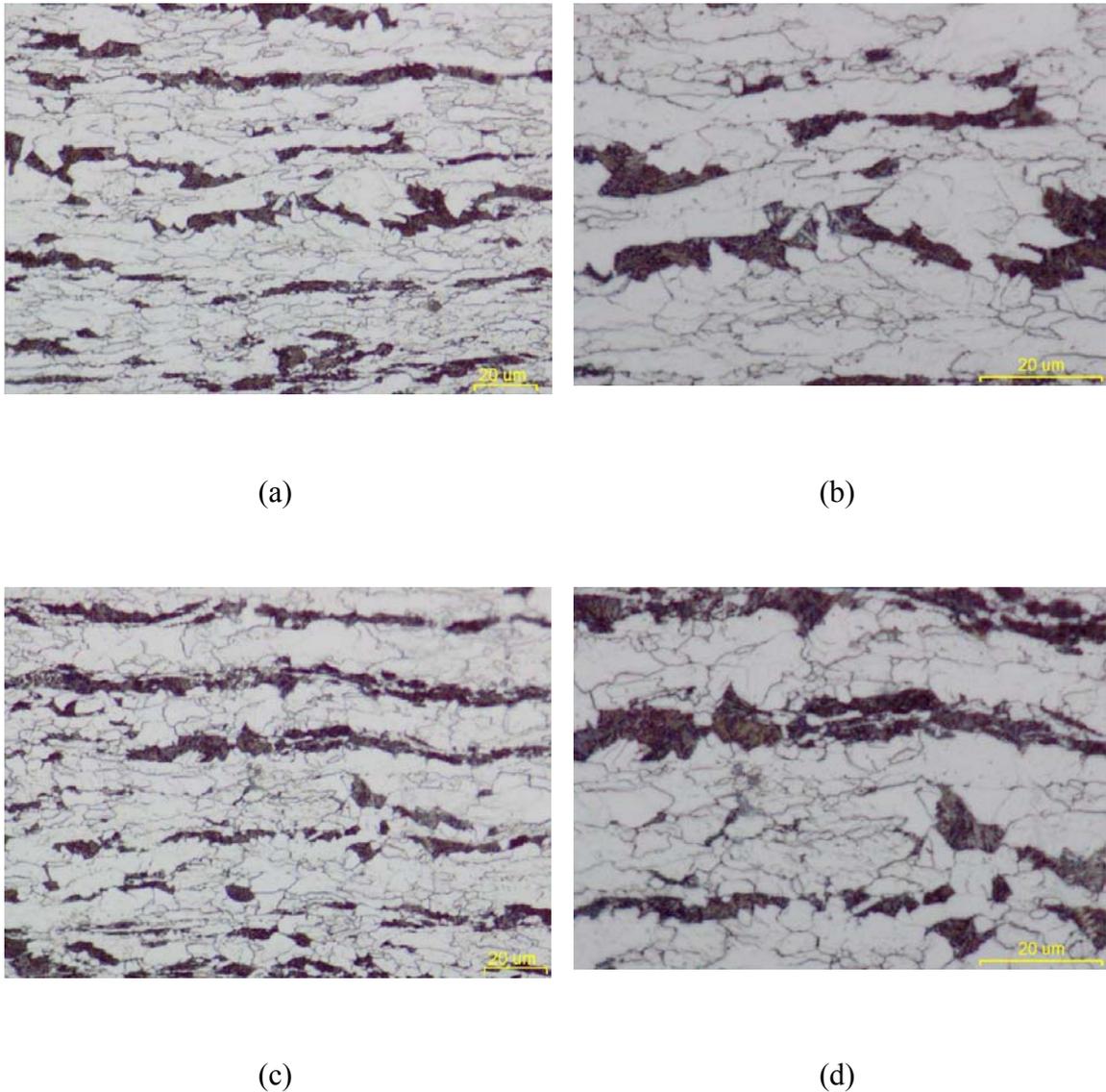
### 5.2.2.3 Acero S460ML

El acero S460ML pertenece al grupo denominado como “Aceros soldables y de grano fino con laminación termomecánica”. Estos aceros están constituidos, de manera general, por una micro-estructura ferrítico-perlítica -ver Apartado 3.2.2.2 para más detalles-.

#### *Análisis microestructural*

##### *Chapa de 20 mm*

En la Figura 5.27 cuatro macrografías a diferentes magnificaciones muestran la microestructura del acero S460ML en su estado original; las dos macrografías superiores, (a) y (b), a una distancia de 0,5 mm de la superficie y las dos inferiores, (c) y (d), a una distancia de 10 mm. En ellas se aprecia claramente una combinación de ferrita proeutectoide (granos blanco) y perlita (granos negros); esto resulta coherente con lo que se espera de un acero con un contenido del 0.12 % de carbono como es este caso (ver Tabla 5.4). Resulta evidente, incluso en zonas cercanas a la superficie - Figura 5.27 a) y b) - como los granos se disponen con formas alargadas no simétricas, efecto creado por el proceso de laminación. Este patrón de laminación se da por tanto en todo el espesor de la chapa, siendo ligeramente más intenso en las zonas centrales, entre 8 y 12 mm - Figura 5.27 (c) y (d) -. Las macrografías (b) y (d) de la Figura 5.27 muestran además otra característica interesante consistente en una gran dispersión en la forma y el tamaño de los granos de ferrita.

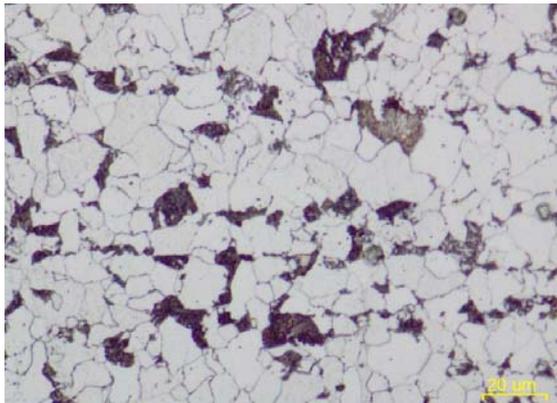


**Figura 5.27** Micrografías a distintas magnificaciones de la chapa de 20 mm de acero S460ML en su estado original a: (a) y (b) 0.5 mm y (b) y (c) 10 mm desde la superficie

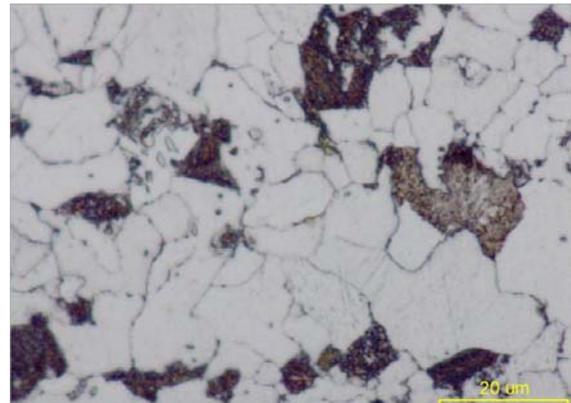
Respecto a la microestructura del acero S460ML después de ser calentado en la Figura 5.28 se presentan cuatro micrografías a distintas magnificaciones y profundidades en las que se muestra; la microestructura ha sufrido una alteración en la morfología de sus granos con respecto a la observada en la chapa sin calentar:

- Tanto la forma como el tamaño de los granos ha cambiado y la forma de aguja (acicular) que presentaban los granos sin calentar ha desaparecido; además,
- La distribución de tamaños de los granos aparece después de calentar la chapa con mayor variabilidad.

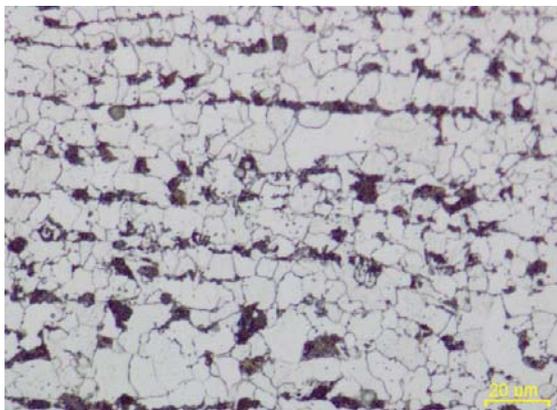
Estos efectos detectados son consecuencia directa de la acción de la llama sobre el acero, siendo más intensos en las zonas cercanas a la superficie afectada – Figura 5.28 (a) y (b) – pero detectables hasta profundidades superiores a 10-12 mm – Figura 5.28 (c) y (d) –.



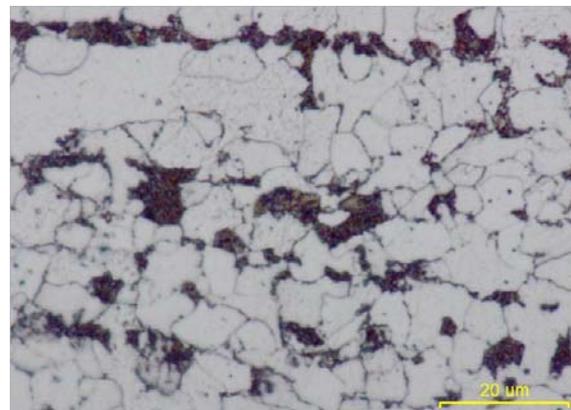
(a)



(b)



(c)

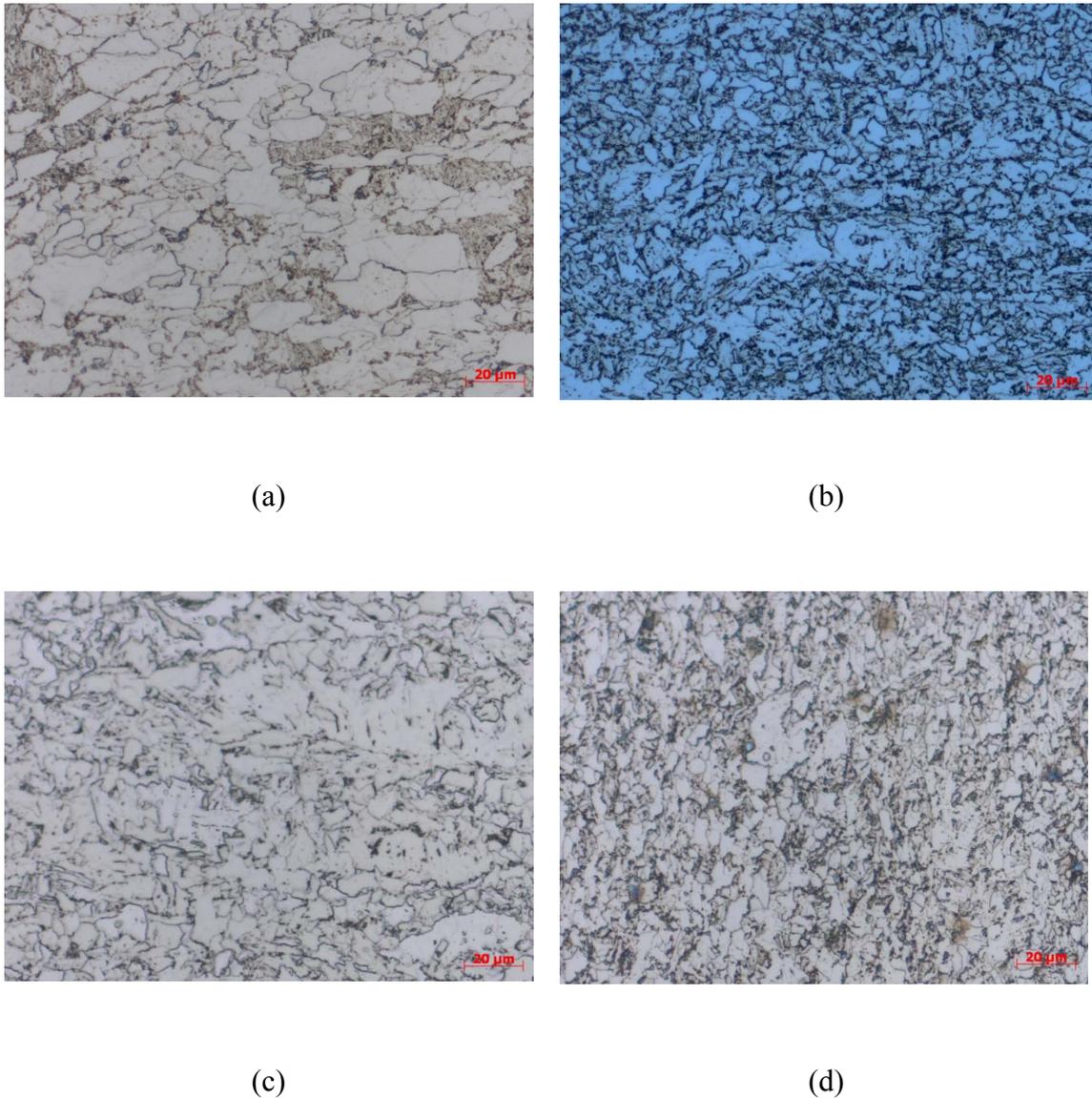


(d)

**Figura 5.28** Micrografías a distintas distancias de la superficie de la chapa de 20 mm de acero S460ML después de ser calentada. (a) y (b) 0.5 mm, (c) y (d) 10 mm

*Chapa de 50 mm*

La Figura 5.4 – (a) chapa sin calentar y (b) chapa calentada– indica las zonas en las que se han realizado las macrografías que se presentan para el estudio del acero S460ML en chapas de 50 mm. La Figura 5.29 muestra tres macrografías obtenidas a 0.5, 12.5 y 25 mm respectivamente, en el plano L-T y una cuarta en el plano T-S.



**Figura 5.29** *Micrografías en (a) superficie, (b) a 12.5 y (c) a 25 mm de la superficie en el plano L-T. (d) macrografía sacada en el plano T-S a 12,5 mm de la superficie*

En la micrografía obtenida a 0.5 mm se observa una microestructura similar a la observada en la chapa de 20 mm, de naturaleza ferrítica perlítica; sin embargo, a medida que la distancia a la superficie es mayor, la microestructura cambia apreciándose colonias de perlita más dispersa y distorsionadas. La Figura 5.29 (d) muestra la microestructura del acero en el plano T-S que aparece similar a la que se puede observar en el plano L-T a la misma distancia.

La Figura 5.30 muestra la microestructura resultante en el acero después de calentarlo, en las zonas indicadas en la Figura 5.4. En las zonas cercanas a la superficie afectada por la llama se ha producido un cambio en la micro-estructura, con una mayor uniformidad de la ferrita, permaneciendo la perlita dispersa en los bordes de esta. Las zonas alejadas de la superficie afectada por la llama presentan la micro-estructura original.

### ***Ensayos de dureza Vickers***

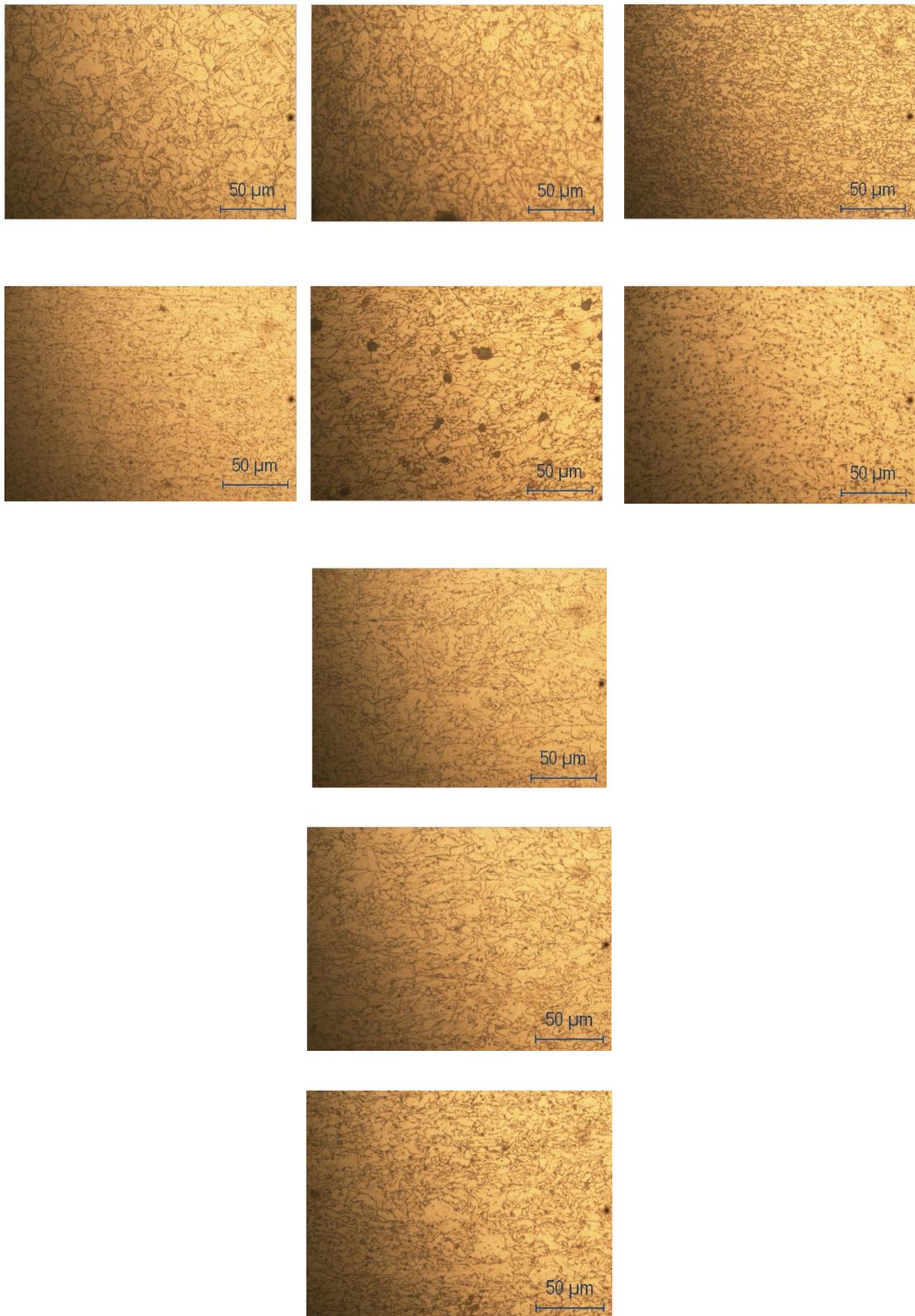
#### *Chapa de 20 mm*

La Figura 5.31 y la Tabla 5.19 recogen los resultados de dureza obtenidos para el acero S460ML en las chapas de 20 mm de espesor. Resulta evidente el efecto de la llama en la dureza de este acero provocando que en zonas cercanas a la superficie expuesta a la llama la reducción de la dureza sea de hasta 50 Vickers HV; sin embargo, la dureza aumenta proporcionalmente con la distancia a la superficie llegando a equipararse en las zonas que distan en torno a 16 mm de esta.

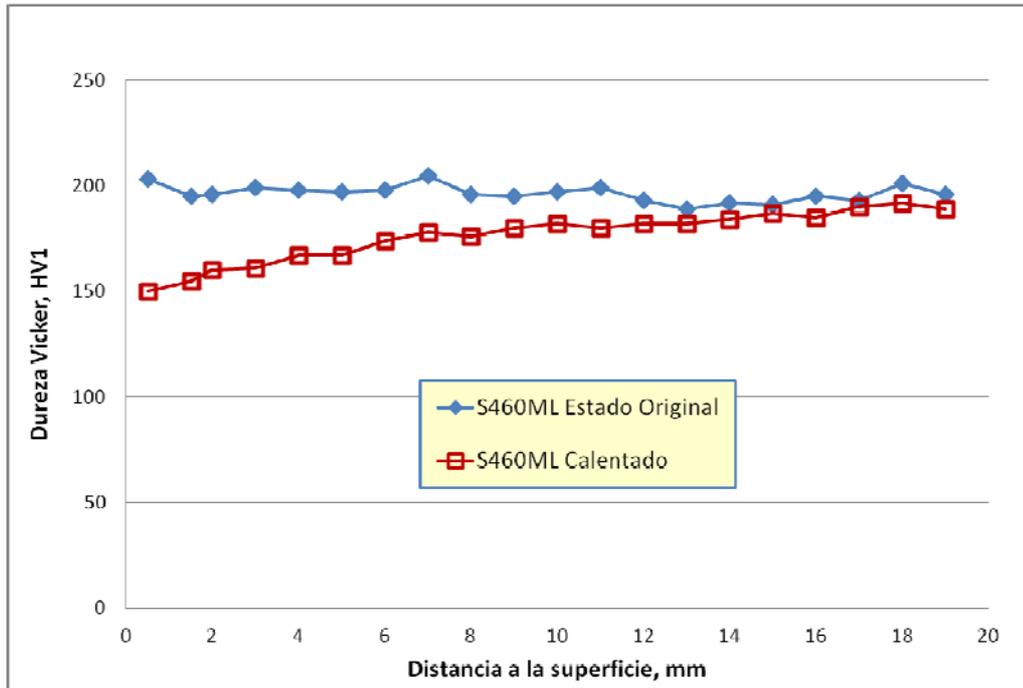
Los valores medios de las durezas obtenidos en los ensayos son:

- Chapa en estado original:  $196.4 \pm 4$  HV
- Chapa después de ser calentada:  $176.05 \pm 12$  HV

La pérdida media de dureza del acero después de ser sometido a la llama supone un 10.3 % del valor de la dureza original.



**Figura 5.30** Macrografías obtenidas en la chapa calentada de acero S460M



**Figura 5.31** Resultados de durezas obtenidos en la chapa de 20 mm en su estado original y después de ser calentada para el acero S460ML

*Chapa de 50 mm*

En las siguientes Figura 5.32 y Tabla 5.20 se muestran los resultados de las durezas realizadas sobre las chapas de 50 mm constituidas por el acero S460ML, tanto en su estado de recepción (estado original) como después de ser calentadas. Existe una notoria reducción en la dureza del acero después de calentarlo, que se muestra sobre todo en las zonas cercanas a la superficie afectada por la llama y va disminuyendo a medida que aumenta la distancia a esta; las medias de durezas de cada chapa son:

- 225.2 ± 6 HV en estado original.
- 195.0 ± 10 HV después de ser calentada.

Atendiendo a estos valores obtenidos de la media de cada chapa la reducción producida en el acero por el efecto de la llama es del 13.5 %.

Tabla 5.19 Durezas obtenidas para el acero S460ML en las chapas de 20 mm de espesor

S460ML		
Distancia a la superficie (mm)	Estado original (HV)	Calentado (HV)
0,5	203	150
1,5	195	155
2	196	160
3	199	161
4	198	167
5	197	167
6	198	174
7	205	178
8	196	176
9	195	180
10	197	182
11	199	180
12	193	182
13	189	182
14	192	184
15	191	187
16	195	185
17	193	190
18	201	192
19	196	189

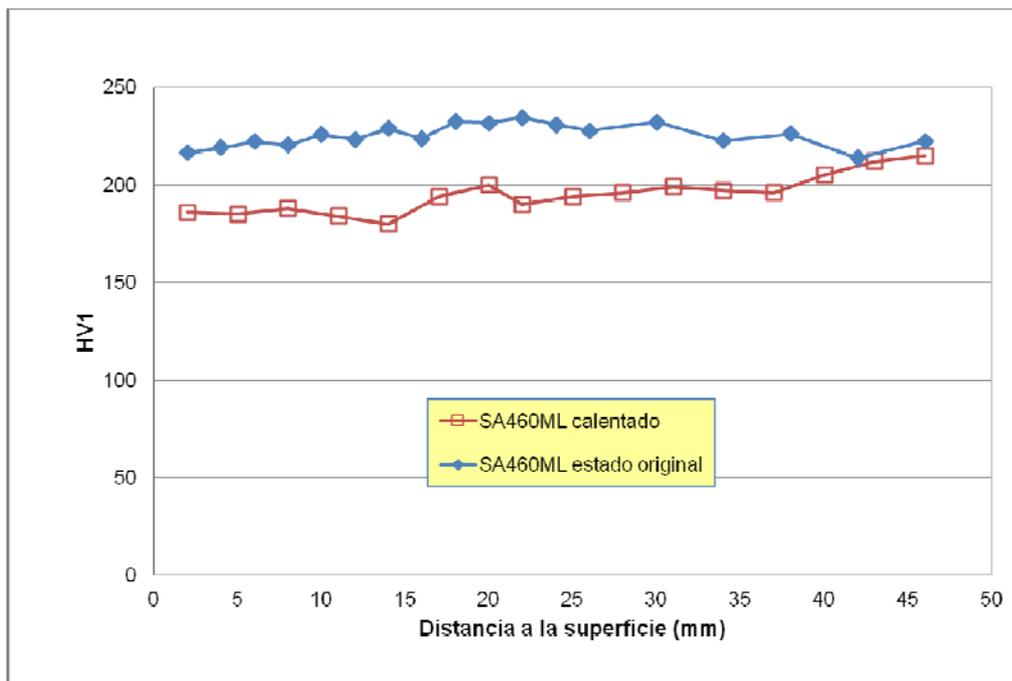


Figura 5.32 Resultados de durezas obtenidos en la chapa de 50 mm en su estado original y después de ser calentada para el acero S460ML

Tabla 5.20 Durezas obtenidas para el acero S460ML en las chapas de 50 mm de espesor

S460ML			
Distancia a la superficie (mm)	Estado original (HV)	Distancia a la superficie (mm)	Calentado (HV)
2	217	2	186
4	219	5	188
8	221	8	185
10	226	11	184
12	223	14	180
14	229	17	194
16	224	20	200
18	233	22	190
20	232	25	194
22	234	28	196
24	231	31	199
30	232	34	197
34	223	37	196
38	226	40	205
42	214	43	212
46	223	46	215

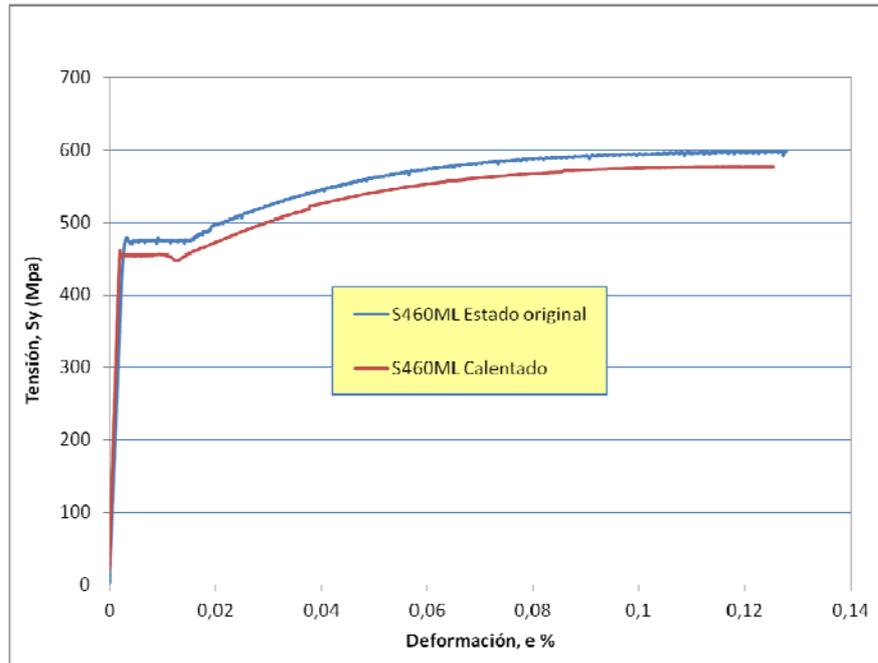
**Ensayos de tracción**

*Chapa de 20 mm*

En el caso del acero S460ML, las características resistentes obtenidas de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 20 mm mostraban un empeoramiento tras calentar el acero, tal como se muestra en la Figura 5.33 y en la Tabla 5.21; así el límite elástico y la tensión de rotura se ven disminuidos en un 3 y un 4 % respectivamente mientras que la elongación bajo carga máxima se mantiene prácticamente igual.

Tabla 5.21 Resumen de los resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 20 mm de acero S460ML

		Estado de Recepción	Calentado	Variación %
<b>Modulo de elasticidad</b>	E (GPa)	238	214	-10
<b>Límite elástico</b>	Reh (MPa)	471	455	-3
<b>Tensión de rotura</b>	Rm (MPa)	598	577	-4
<b>Elongación bajo carga max.</b>	%	12,5	12.5	-2



**Figura 5.33** Resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 20 mm de acero S460ML

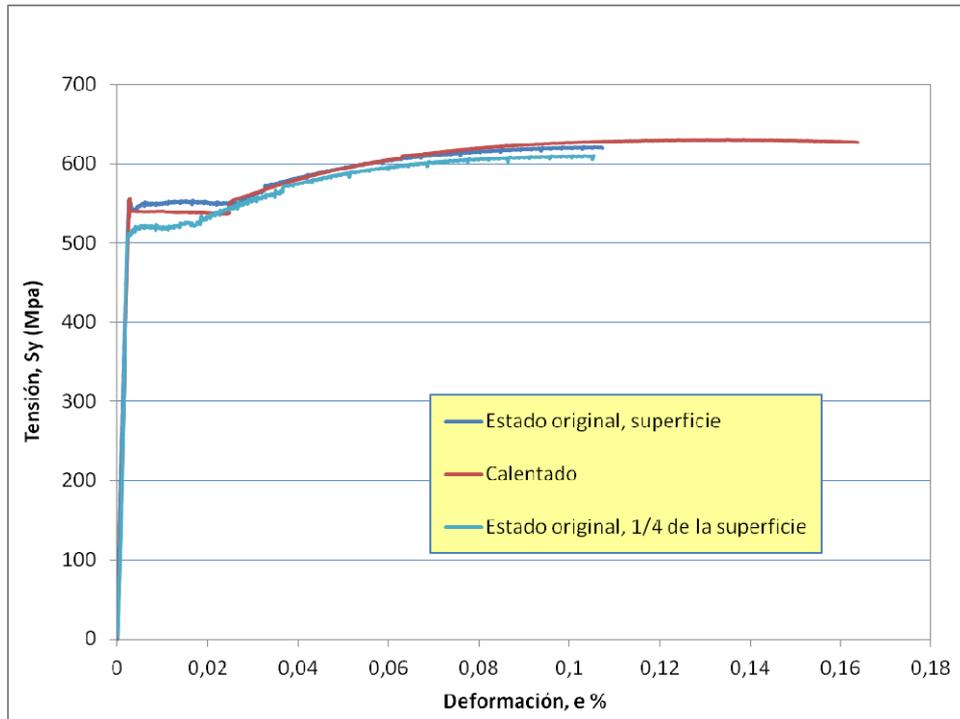
*Chapa de 50 mm*

Como se puede observar en la Figura 5.34, las propiedades de tracción del acero S460ML, para la chapa de 50 mm, no varían de forma considerable después de ser calentado. Mientras que el acero en estado original en la zona de la superficie muestra unas condiciones ligeramente superiores a las del acero calentado, ocurre al contrario en la zona distante 1/4 del espesor de la superficie, donde las propiedades son algo inferiores, tal como se resume en la Tabla 5.22.

Lo más llamativo es la gran diferencia hallada en elongación bajo carga máxima, siendo muy superior la obtenida para el acero calentado frente a la obtenida para ambos aceros sin calentar.

**Tabla 5.22** Resumen de los resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 50 mm de acero S460ML

	Estado de Recepción	Estado original, 1/4 de T	Calentado	Variación %	
Modulo de elasticidad, E (GPa)	222	234	216	-3	-8
Límite elástico, Reh (MPa)	546	521	540	-1	4
Tensión de rotura, Rm (MPa)	621	610	630	1	3
Elongación bajo carga max. %	7.4	10.5	14.3	93	36



**Figura 5.34** Resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 50 mm de acero S460ML

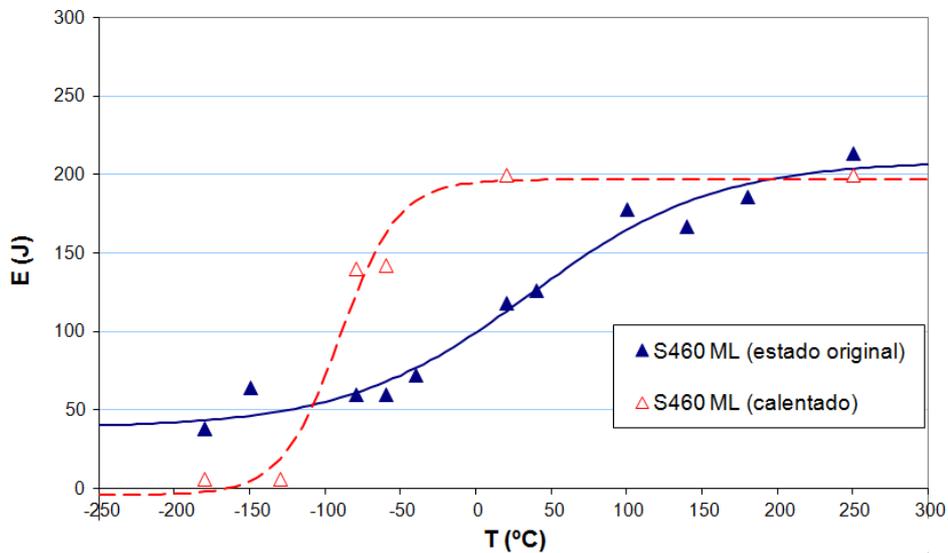
### 5.2.2.3.1 Caracterización en fractura, ensayo Charpy

#### Chapa de 20 mm

La influencia del proceso de calentamiento en el acero S460 ML es ciertamente más compleja que en los anteriores casos, como evidencian las curvas Charpy representadas en la Figura 5.35.

La curva obtenida para el material después de ser calentado ha sufrido una completa modificación en la forma; en este sentido, el material se fragiliza en la zona del lower shelf mientras que experimenta una clara mejoría en la zona de transición: la temperatura de transición, como se detalla en la Tabla 5.23, pasa de 35.7 °C a -90.4 °C, lo que supone más de 120 °C de diferencia (el parámetro  $T_{27J}$  no se ha podido determinar en el material en estado original); además, la energía registrada en la zona del upper shelf se ve escasamente afectada después de calentar el acero (206 J vs. 197 J).

En ambos casos se satisface el requerimiento que la norma marca para el valor de  $T_{27J}$ , que es de  $-50^{\circ}\text{C}$ .



**Figura 5.35** Curvas Charpy, energía vs. temperatura, obtenidas para el acero S460 ML, espesor de 20 mm

**Tabla 5.23** Principales valores extraídos de las curvas Charpy

	Estado original	Calentado	Variación
Energía UpperShelf (J)	209	197	-12
Temp. transición (°C)	35,7	-90,4	-126,1
Anchura región transición (°C)	122,0	38,7	-83,3
$T_{27J}$	-	-123,0	-

*Chapa de 50 mm*

En las Chapas de 50 mm de acero S460 ML se aprecia de nuevo, como ya sucediera con las chapas de 20 mm, un importante y complejo cambio en el comportamiento del acero frente a fractura por efecto del calentamiento previo como se observa en las curvas representadas en la Figura 5.36.

Una vez más la zona del lower shelf ha sufrido una cierta fragilización, de menor importancia que la ocurrida en las chapas de 20 mm. La temperatura de transición se reduce en 40 °C, pasando de  $-80^{\circ}\text{C}$  en el estado original a  $-120^{\circ}\text{C}$  después de calentado,

como se muestra en la Tabla 5.24; al mismo tiempo, la energía en la región del upper shelf se ve disminuida en 29 J tras el calentamiento del acero. Por último la  $T_{27J}$  obtenida para ambos casos supera con creces la establecida por la norma, que era de  $-50$  °C, siendo  $-240$  °C para el acero en estado original y  $-172.7$  °C para el acero después de ser calentado.

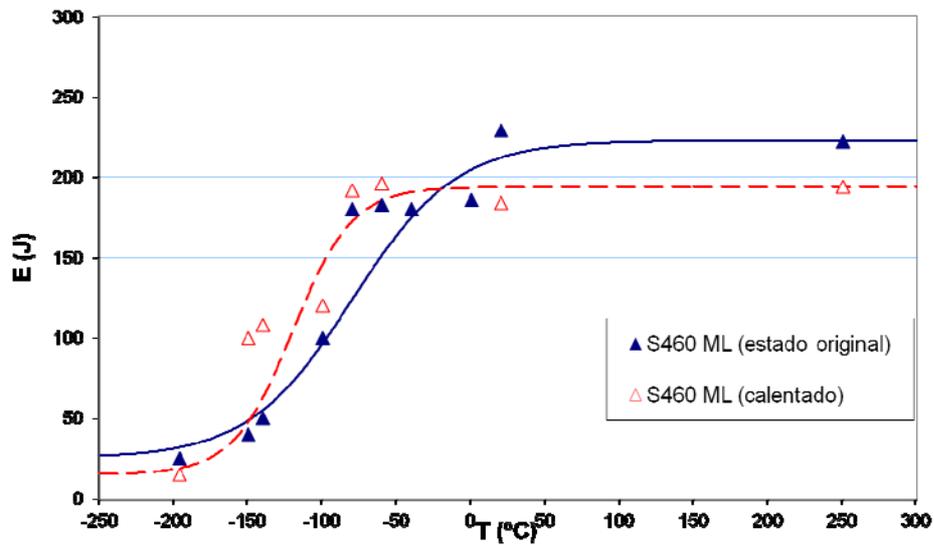


Figura 5.36 Curvas Charpy, energía vs. temperatura, obtenidas para el acero S460 ML, espesor de 50 mm

Tabla 5.24 Principales valores extraídos de las curvas Charpy

	Estado original	Calentado	Variación
Energía UpperShelf (J)	223	194	-29
Temp. transición (°C)	-80.0	-120.0	-40.0
Anchura región transición (°C)	70.0	40.0	-30.0
$T_{27J}$	-240.0	-172.7	67.3

### 5.2.2.4 Acero S690QL

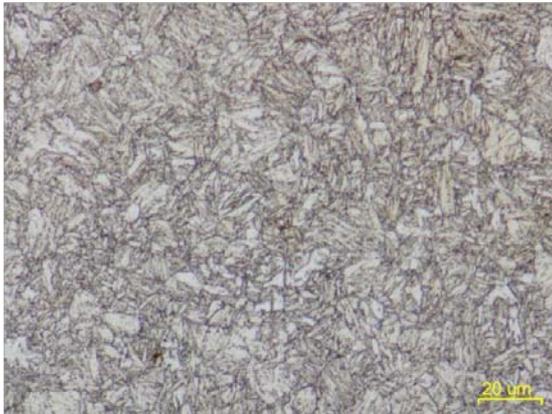
El acero S690QL pertenece al grupo denominado como “Aceros de alto límite elástico, templados y revenidos”; este acero ha sido sometido a un proceso de templeado y revenido que le confiere sus altas propiedades mecánicas. -ver Apartado 3.2.2.3 para más detalles-.

*Análisis microestructural**Chapa de 20 mm*

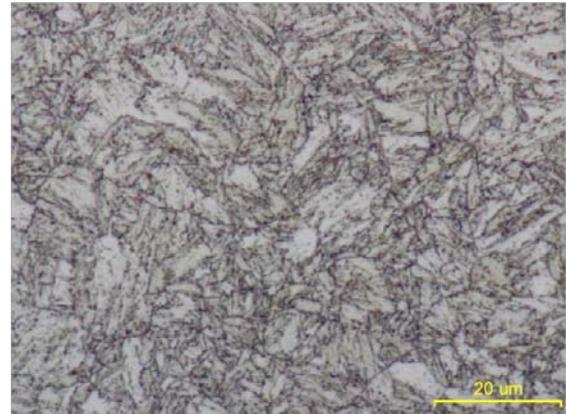
En la Figura 5.37 cuatro macrografías a diferentes magnificaciones muestran la microestructura del acero S690QL en su estado original; las dos macrografías superiores, (a) y b), a una distancia de 0,5 mm de la superficie y las dos inferiores, (c) y (d), a una distancia de 10 mm. La microestructura está compuesta por una combinación de bainita y ferrita, en concordancia con lo que se espera de la microestructura de este tipo de aceros. A lo largo del espesor de la chapa no se han observado cambios significativos, siendo esta muy homogénea.

Aunque la máxima temperatura obtenida en este caso es de tan solo 688 °C, se han producido numerosos cambios durante el proceso de calentamiento. En general, el material ha sufrido un segundo temple súper impuesto al temple originario aplicado durante su fabricación. El efecto es claramente apreciable en la parte superior de la chapa, cerca de la superficie afectada por la llama, en particular en las zonas situadas a menos de 5 mm de esta. La Figura 5.38 (a), macrografía que muestra la microestructura del acero después de ser calentado a una distancia de 0,5 mm de la superficie, revela una completa nodularización de los carburos, originariamente distribuidos por toda la red bainítica.

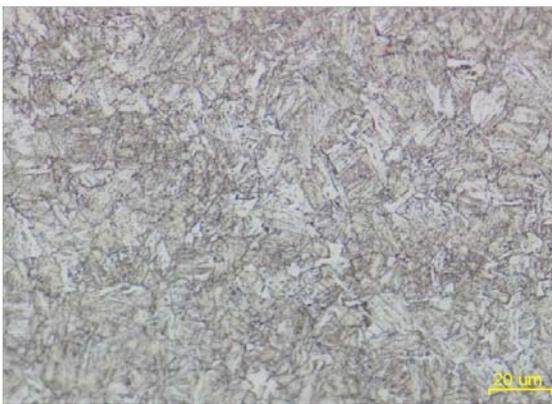
Este efecto decrece a medida que la distancia a la superficie aumenta, tal y como se aprecia en la Figura 5.38 (b), (c) y (d), que muestra macrografías de la micro-estructura a profundidades de 5, 10 y 15 mm respectivamente, en las que se pueden apreciar, cada vez en menor medida, carburos con tendencia a agruparse en racimos (clusters); además es notoria una no modificación del tamaño o la forma de los granos que concuerda con el hecho de que la máxima temperatura de calentamiento no haya superado la temperatura crítica  $T_{AC1}$  – ver Tabla 5.6 –.



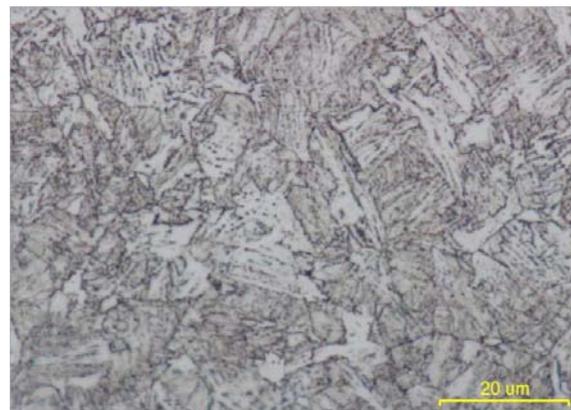
(a)



(b)

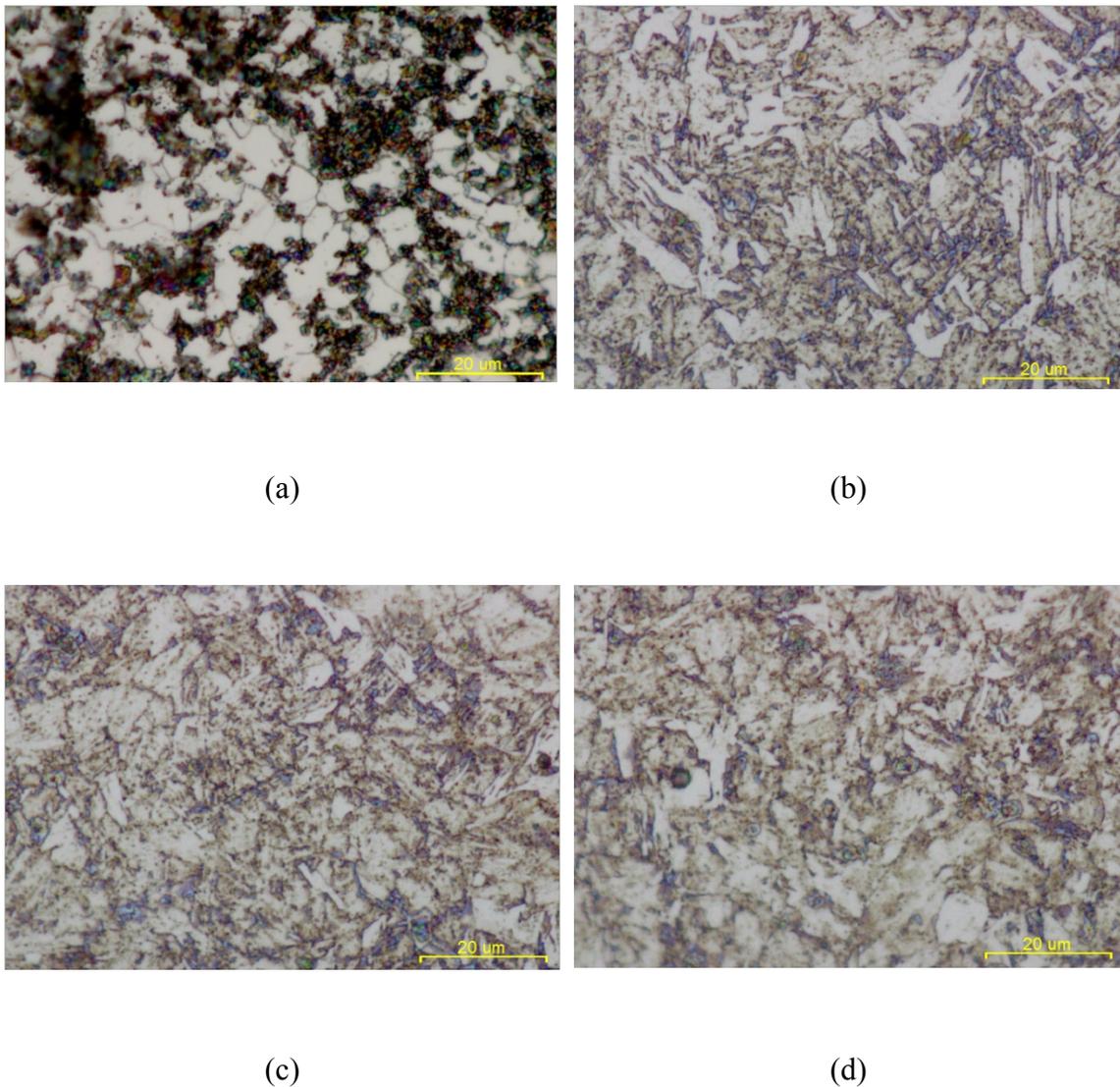


(c)



(d)

**Figura 5.37** Micrografías a distintas magnificaciones de la chapa de 20 mm de acero S690QL en su estado original a: (a) y (b) 0,5 mm y (c) y (d) 10 mm desde la superficie

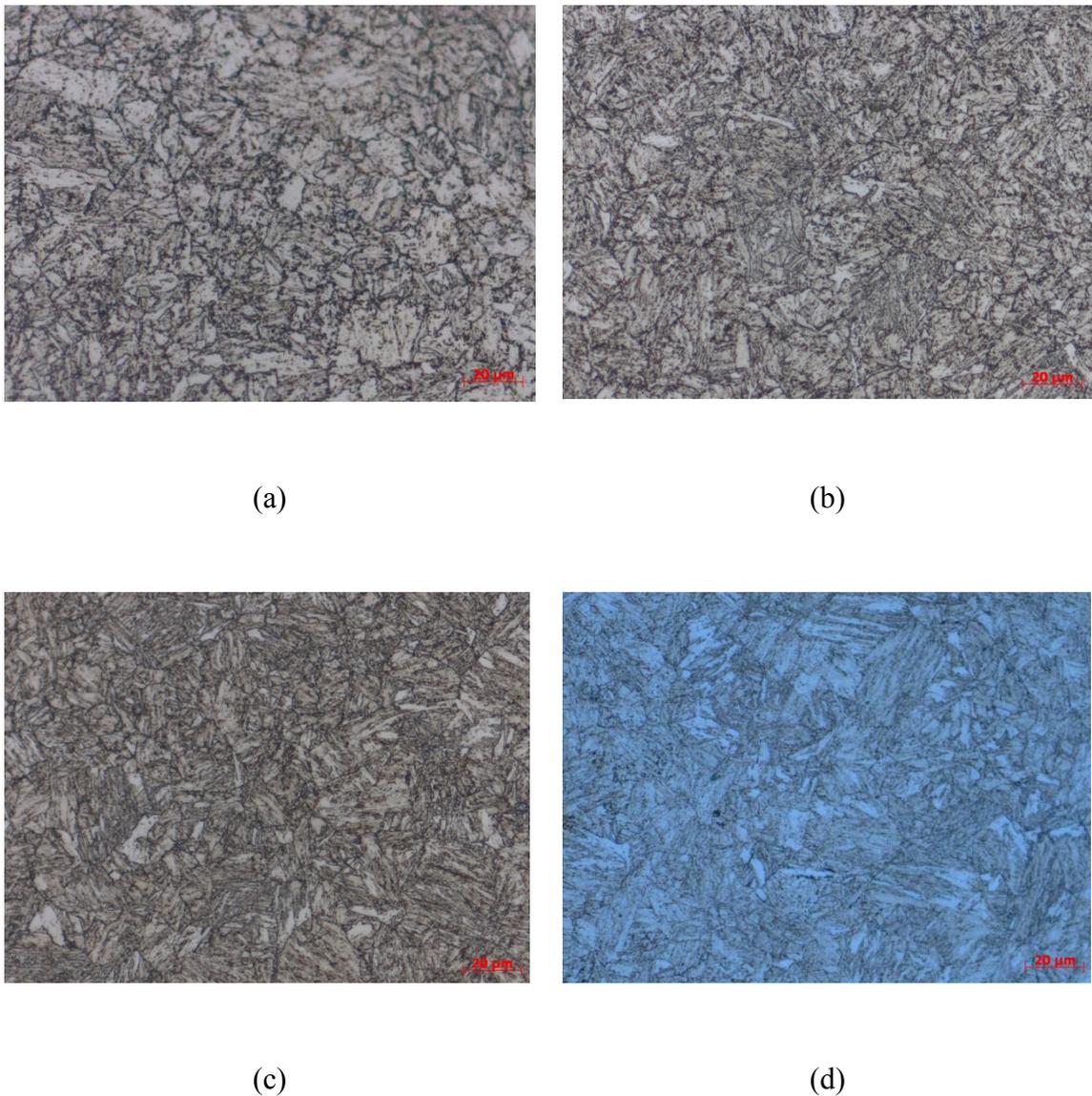


**Figura 5.38** Micrografías a distintas distancias de la superficie calentada de la chapa de 20 mm de acero S690QL. (a) 0.5 mm, (b) 5 mm, (c) 10 mm y (d) 15 mm

*Chapa de 50 mm*

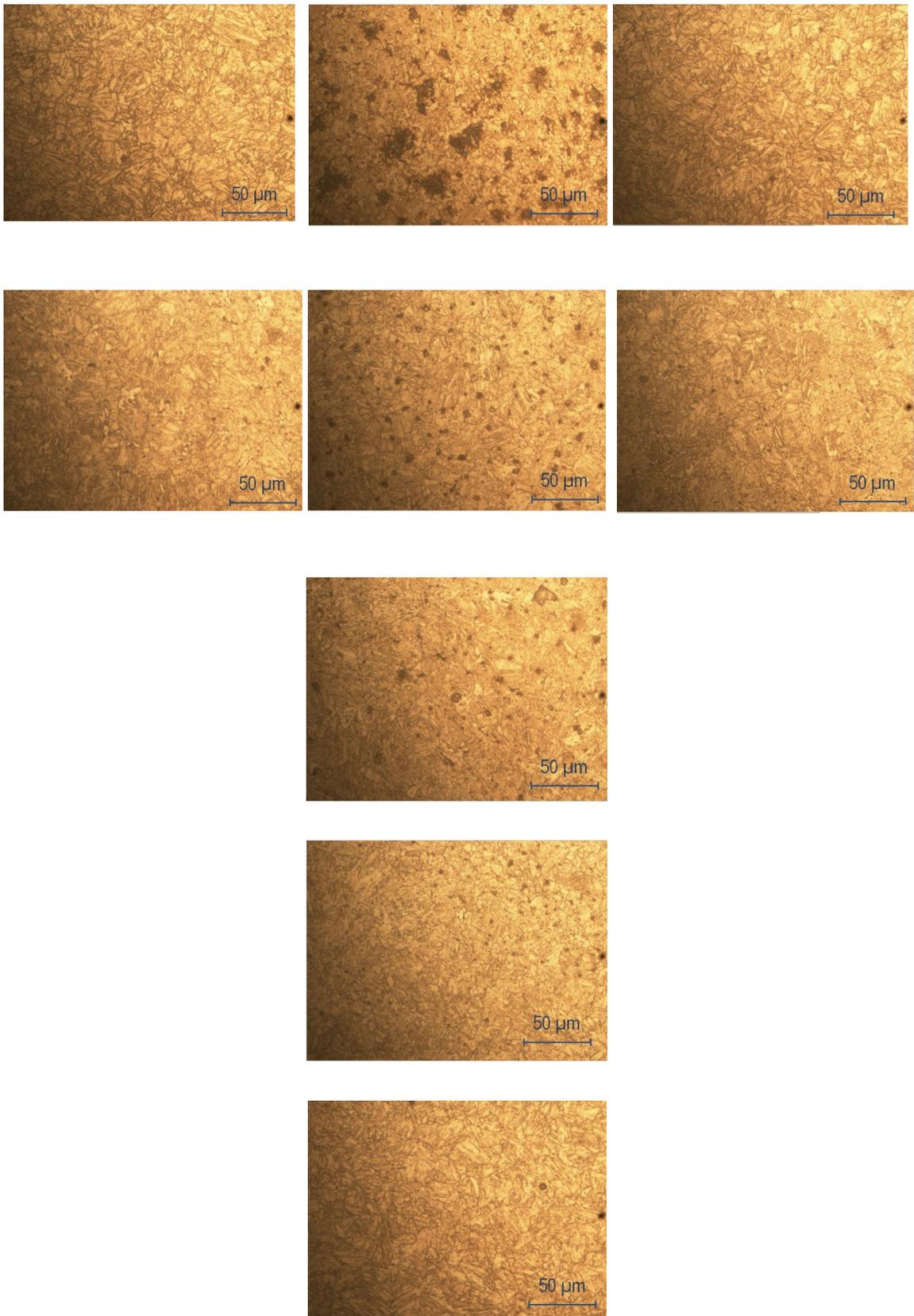
La Figura 5.4 – (a) chapa sin calentar y (b) chapa calentada– indica las zonas en las que se han realizado las macrografías que se presentan en este estudio del acero S690QL en chapas de 50 mm; esta se calentó hasta una temperatura máxima de 710 °C.

La Figura 5.39 muestra tres macrografías obtenidas a 0.5, 12.5 y 25 mm respectivamente, en el plano L-T; la Figura 5.39 (d) muestra la microestructura del acero en el plano T-S. En todas ellas se aprecia una combinación de bainita y ferrita constante en todo el espesor de la chapa.



**Figura 5.39** Macrografías en (a) superficie, (b) a 12.5 y (c) a 25 mm de la superficie en el plano L-T. (d) macrografía sacada en el plano T-S a 12.5 mm de la superficie

La Figura 5.40 muestra la microestructura resultante en el acero después de calentarlo a lo largo de todo el espesor de la chapa como se indicaba en la Figura 5.4. En las zonas cercanas a la superficie afectada por la llama se ha producido un efecto de agrupación de los carburos que va disminuyendo de intensidad a medida que la distancia a la superficie aumenta, hasta una profundidad de 25 mm, donde el efecto se hace casi inexistente, tal como sucedía en la chapa de 20 mm.



**Figura 5.40** Macrografías obtenidas en la chapa calentada de acero S690QL

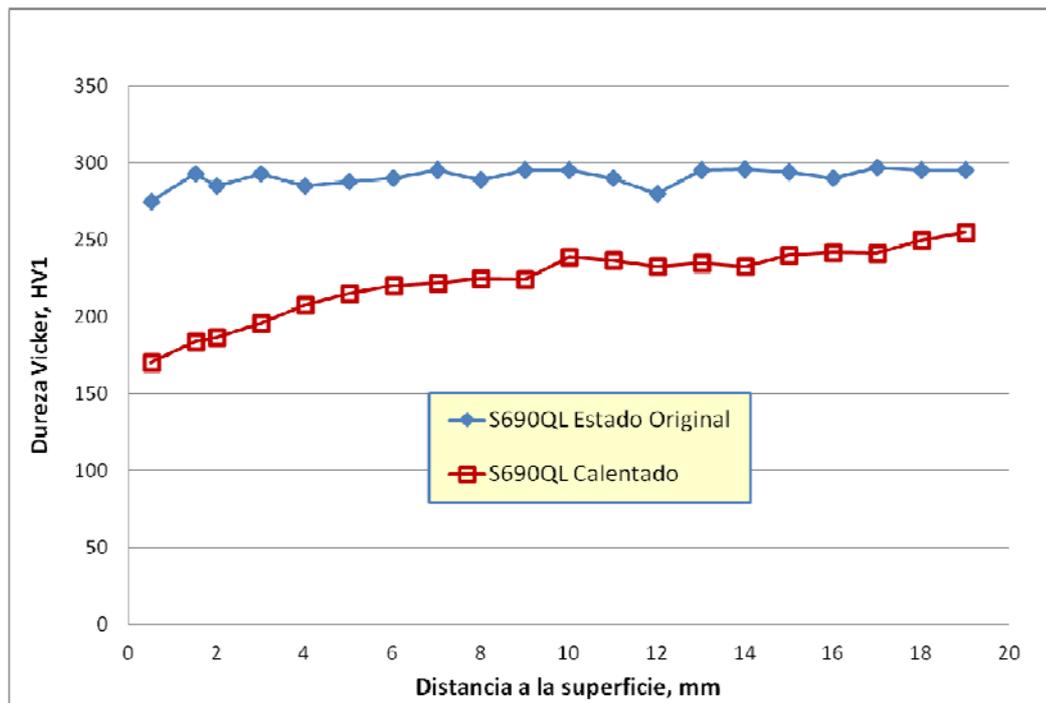
**Ensayos de durezas Vickers**

*Chapa de 20 mm*

La Figura 5.41 y la Tabla 5.25 recogen los resultados de dureza obtenidos para el acero S690QL en las chapas de 20 mm de espesor; en ellas se observa una gran reducción de la dureza del acero después de ser calentado, perdiendo hasta 100 Vickers HV de dureza en las inmediaciones de la superficie afectada por la llama, donde el efecto es más acentuado. En las zonas alejadas de la superficie calentada la pérdida de dureza se cifra en torno a los 50 Vickers HV, debido a que el efecto de la llama en estas es más tenue. Los valores medios observados son los siguientes:

- Chapa en estado original, valor medio:  $290.7 \pm 6$  HV
- Chapa después de ser calentada, valor medio:  $222.8 \pm 23$  HV

La pérdida media de dureza del acero después de ser sometido a la llama supone un 23.4 % del valor de la dureza original.



**Figura 5.41** Resultados de durezas obtenidos en la chapa de 20 mm en su estado original y después de ser calentada para el acero S690QL

Tabla 5.25 Durezas obtenidas para el acero S690QL en las chapas de 20 mm de espesor

S690QL		
Distancia a la superficie (mm)	Estado original (HV)	Calentado (HV)
0,5	275	170
1,5	293	184
2	285	187
3	293	196
4	285	208
5	288	215
6	290	220
7	295	222
8	289	225
9	295	224
10	295	239
11	290	237
12	280	233
13	295	235
14	296	233
15	294	240
16	290	242
17	297	241
18	295	250
19	295	255

Chapa de 50 mm

En la Figura 5.42 y la Tabla 5.26 siguientes se muestran los resultados de las durezas realizadas sobre las chapas de 50 mm constituidas por el acero S690QL, tanto en su estado de recepción (estado original) como después de ser calentadas. Después de ser calentado el acero disminuye su dureza de forma homogénea a lo largo de todo el espesor en unos 30 Vickers HV1; los valores medios de durezas de cada chapa son:

- 293 ± 4 HV en estado original
- 263 ± 6 HV después de ser calentada

Atendiendo a estos valores obtenidos de la media de cada chapa la reducción producida en el acero por el efecto de la llama es del 10 %.

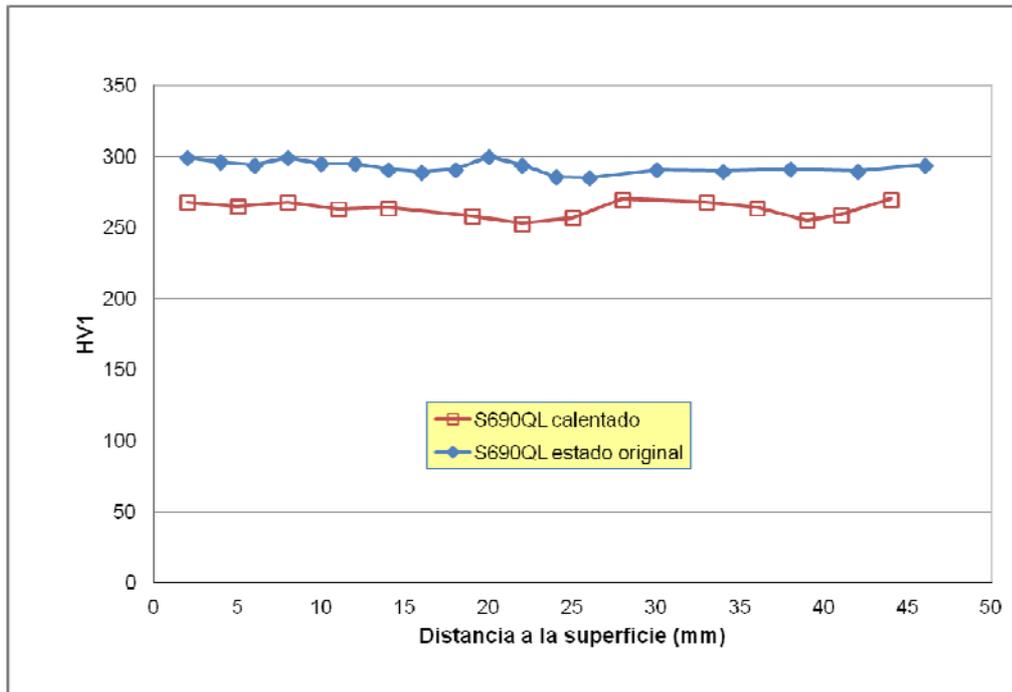


Figura 5.42 Resultados de durezas obtenidos en la chapa de 50 mm en su estado original y después de ser calentada para el acero S690QL

Tabla 5.26 Durezas obtenidas para el acero S690QL en las chapas de 50 mm de espesor

S690QL			
Distancia a la superficie (mm)	Estado original (HV)	Distancia a la superficie (mm)	Calentado (HV)
2	299	2	268
4	296	5	265
8	299	8	268
10	295	11	263
12	295	14	264
14	291	19	258
16	289	22	253
18	291	25	257
22	294	28	270
24	286	33	268
26	285	36	264
34	290	39	255
38	291	41	259
42	288	44	270
46	294		

Ensayos de tracción

Chapa de 20 mm

Como se puede observar en la Figura 5.43 las propiedades mecánicas se ven claramente disminuidas en el acero S690QL después de realizarle el calentamiento. Tanto el límite elástico como la tensión de rotura se ven disminuidos en porcentajes del 5 y el 6 %, como puede apreciarse en la Tabla 5.27.

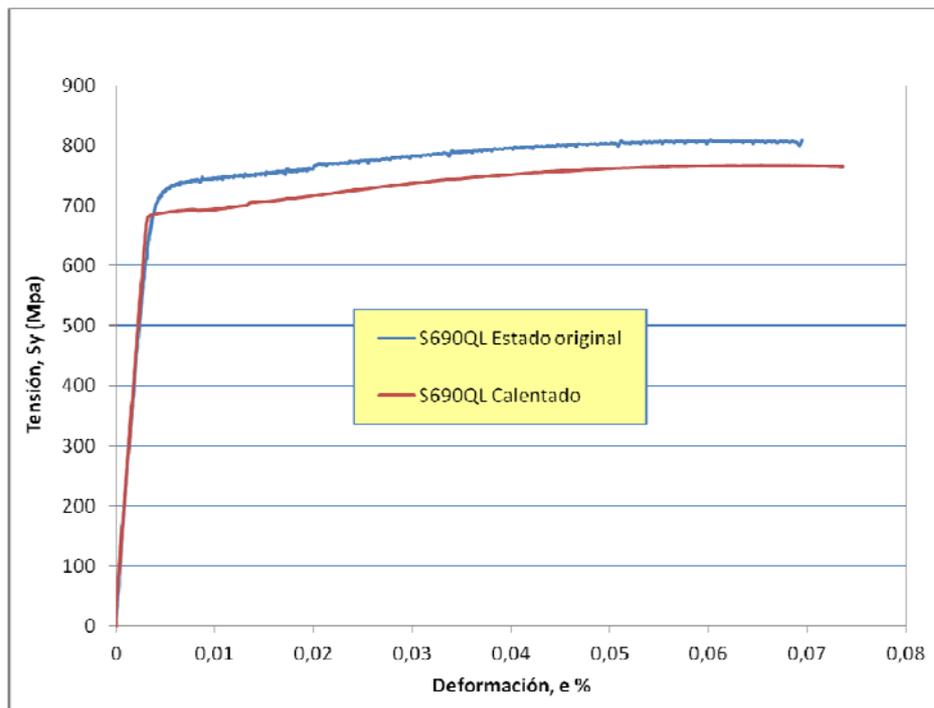


Figura 5.43 Resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 20 mm de acero S690QL

Tabla 5.27 Resumen de los resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 20 mm de acero S690QL

		Estado de Recepción	Calentado	Variación %
<b>Modulo de elasticidad</b>	E (GPa)	193	219	13
<b>Límite elástico</b>	Reh (MPa)	732	688	-6
<b>Tensión de rotura</b>	Rm (MPa)	810	767	-5
<b>Elongación bajo carga max.</b>	%	6.9	7.5	9

Chapa de 50 mm

Una vez más las propiedades del acero se ven incrementadas una vez se le ha aplicado el tratamiento de calor. Como se muestra en la Figura 5.44, el comportamiento del acero después de ser calentado es ligeramente superior al acero en estado original extraído a del espesor 1/4 de la superficie y es, además, claramente mejor al del acero en estado original en la zona de la superficie. La Tabla 5.28 presenta los datos obtenidos con las variaciones porcentuales aparecidas.

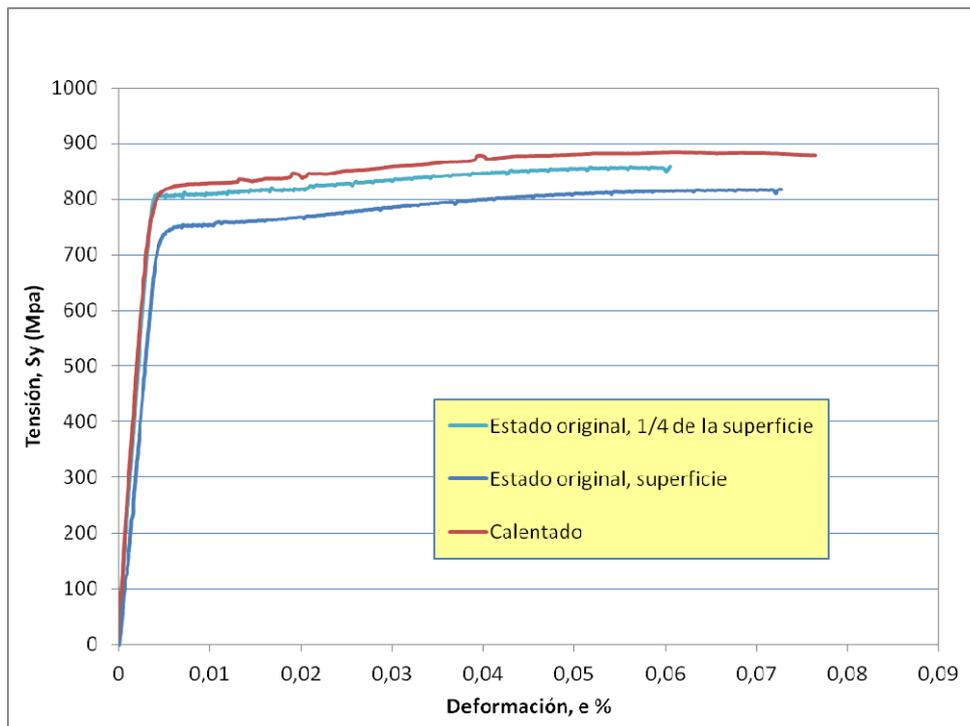


Figura 5.44 Resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 50 mm de acero S690QL

Tabla 5.28 Resumen de los resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 50 mm de acero S690QL

	Estado de Recepción	Estado original, 1/4 de T	Calentado	Variación %	
Modulo de elasticidad, E (GPa)	221	177	243	-10	-37
Límite elástico, Reh (MPa)	804	790	821	-2	-4
Tensión de rotura, Rm (MPa)	858	816	884	-3	-8
Elongación bajo carga max. %	6	7	6.1	-2	13

Caracterización en fractura, ensayo Charpy

Chapa de 20 mm

El comportamiento en fractura del acero S690 QL se ve poco afectado por el tratamiento por llama aplicado, como se pone de manifiesto en las curvas Charpy representadas en la Figura 5.45 y en los datos derivados de estas recogidos en la Tabla 5.29.

La temperatura de transición  $T_{27J}$  se ve modificada desde los  $-113,4\text{ °C}$  a los  $-123,7\text{ °C}$  después de ser calentado, superando ampliamente los  $-40\text{ °C}$  que marca la norma como máximos; la energía en la región del upper shelf aumenta desde 186 J hasta 197 J.

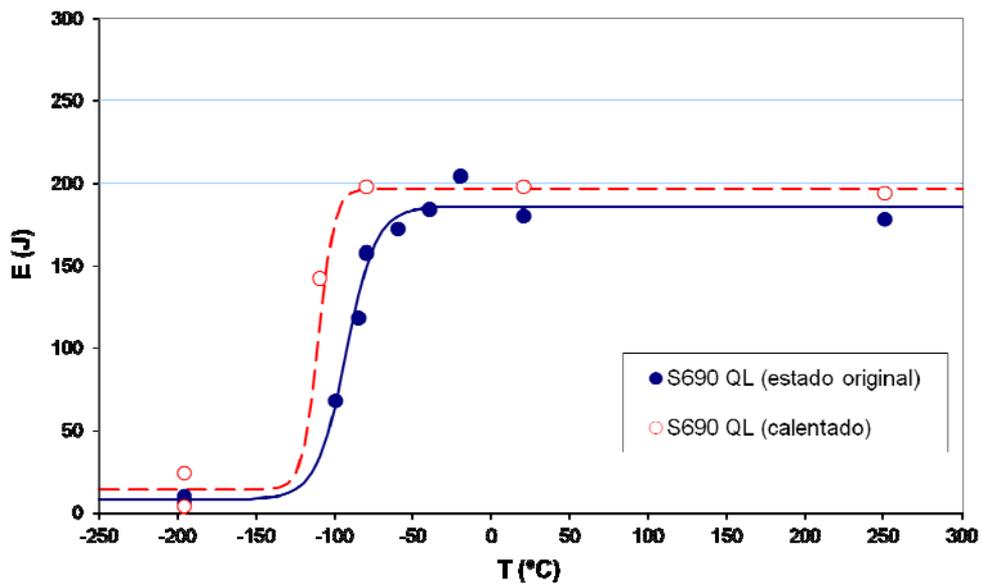


Figura 5.45 Curvas Charpy, energía vs. temperatura, obtenidas para el acero S690 QL, espesor de 20 mm

Tabla 5.29 Principales valores extraídos de las curvas Charpy

	Estado original	Calentado	Variación
Energía UpperShelf (J)	186	197	11
Temp. transición (°C)	-93.0	-110.9	-18.0
Anchura región transición (°C)	19.1	10,0	-9.1
$T_{27J}$	-113.4	-123.7	-10.3

Chapa de 50 mm

Las chapas de 50 mm de acero S690 QL arrojan unos resultados, recogidos en la Figura 5.46 y la Tabla 5.30, que reflejan pequeñas variaciones en el comportamiento en fractura al igual que en las chapas de 20 mm. A este respecto, las variaciones en la energía del upper shelf son de pequeña consideración, de 141 a 155 J, al igual que las que presenta la temperatura de transición  $T_{27J}$ , que pasa de valer -93.5 a -74.9 °C.

Ambas superan el límite de -40°C que establece la norma para el parámetro  $T_{27J}$  en este tipo de aceros.

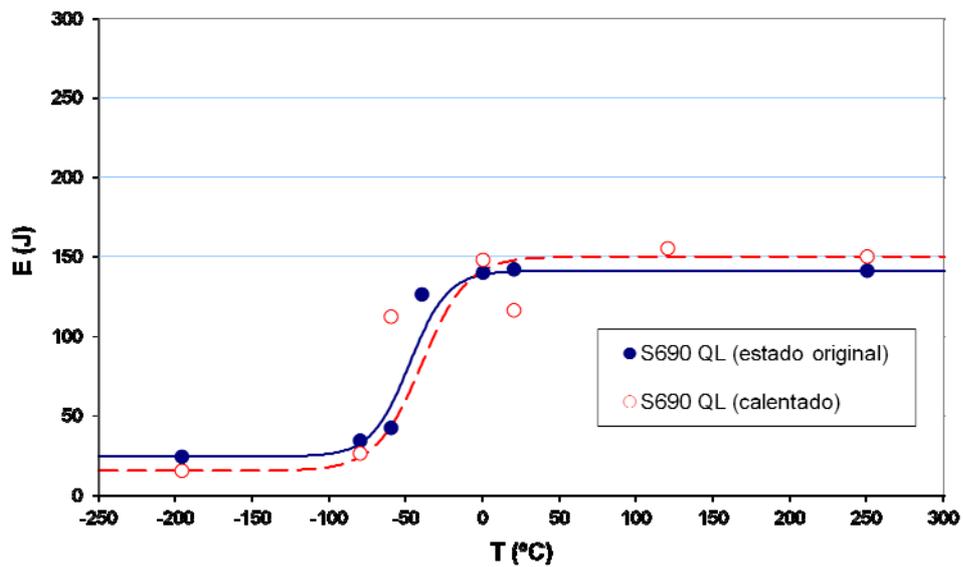


Figura 5.46 Curvas Charpy, energía vs. temperatura, obtenidas para el acero S690 QL, espesor de 50 mm

Tabla 5.30 Principales valores extraídos de las curvas Charpy

	Estado original	Calentado	Variación
Energía UpperShelf (J)	141	155	14
Temp. transición (°C)	-48.0	-30.0	18.0
Anchura región transición (°C)	25.0	30.0	5.0
$T_{27J}$	-93.5	-74.9	18.6

### 5.2.2.5 Acero S890QL

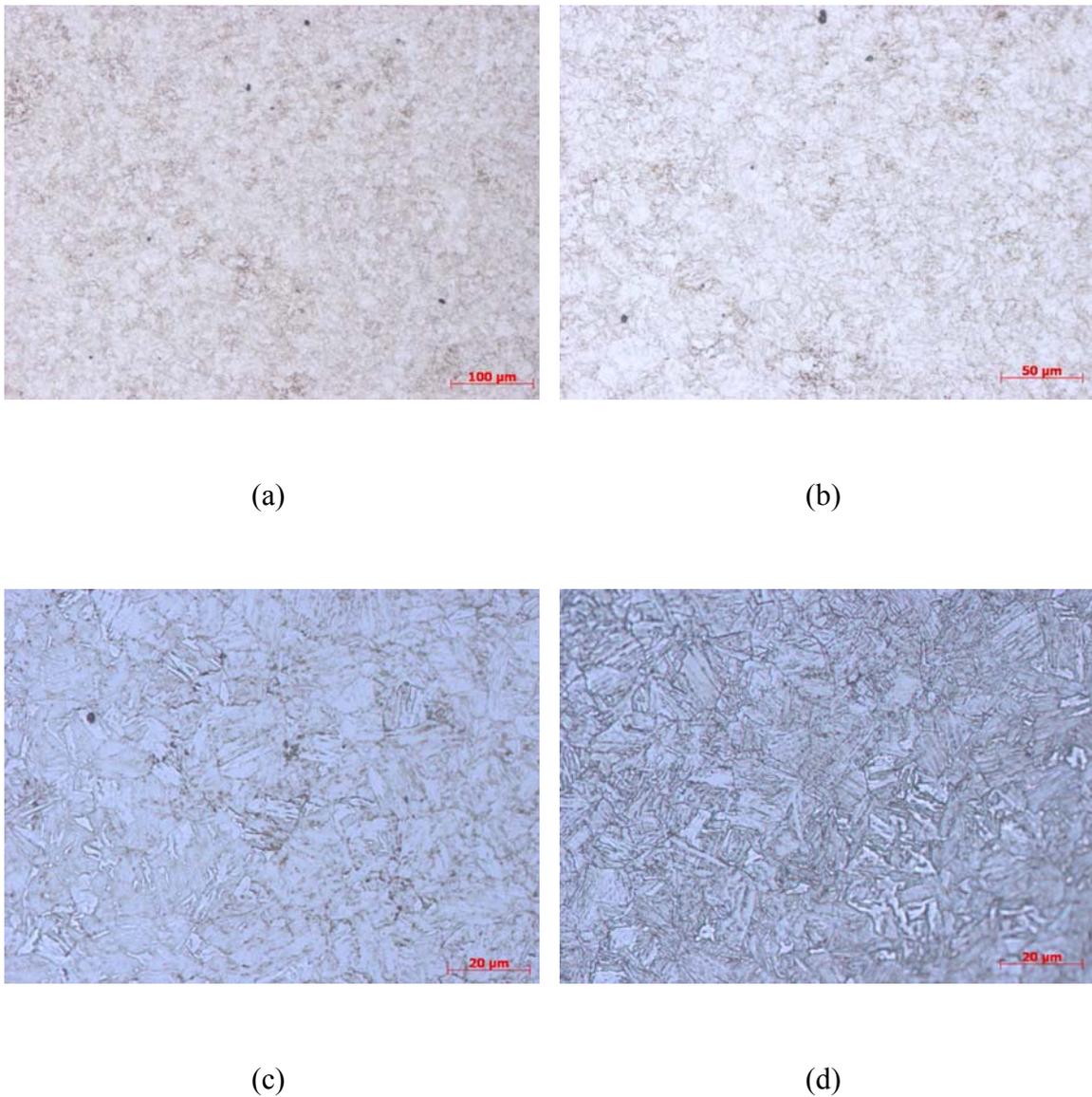
El acero S890QL, al igual que el S690QL, pertenece al grupo denominado como “Aceros de alto límite elástico, templados y revenidos”; Este acero ha sido sometido durante su fabricación a un proceso de templado y posteriormente a un revenido lo que le confieren una microestructura mixta de bainita y ferrita y sus altas cualidades mecánicas -ver Apartado 3.2.2.3 para más detalles-.

#### *Análisis microestructural*

##### *Chapa de 20 mm*

En la Figura 5.47 cuatro macrografías a diferentes magnificaciones muestran la microestructura del acero S890QL en su estado original; las dos macrografías superiores, (a) y (b), a una distancia de 0,5 mm de la superficie y las dos inferiores, (c) y (d), a una distancia de 10 mm. La microestructura está compuesta por una combinación de bainita y ferrita y es constante a lo largo de todo el espesor.

La máxima temperatura obtenida en el calentamiento de la chapa fue de 702 °C, produciendo algunos cambios en la microestructura. El material ha sufrido un segundo temple aplicado sobre el temple originario al que se le sometió durante su fabricación, como ocurría con el acero S690QL, de la misma naturaleza que este, provocando un efecto similar; en la Figura 5.48 (a), macrografía que muestra la micro-estructura del acero después de ser calentado a una distancia de 0.5 mm de la superficie, se observa una ligera nodularización de los carburos, originariamente distribuidos por toda la red bainítica. Este efecto es particularmente notorio en la Figura 5.48 (a) y sobre todo en la (b). En la Figura 5.48 (c) y (d) este efecto se aprecia en menor medida, quedando algún carburo con tendencia a agruparse en racimos (clusters); La máxima temperatura de calentamiento ha sido ligeramente superior a la temperatura crítica  $T_{AC1}$  – ver Tabla 5.6 –702 °C frente a 696 °C, lo que ha podido provocar un cambio en el tamaño del grano en las zonas próximas a la superficie calentada.

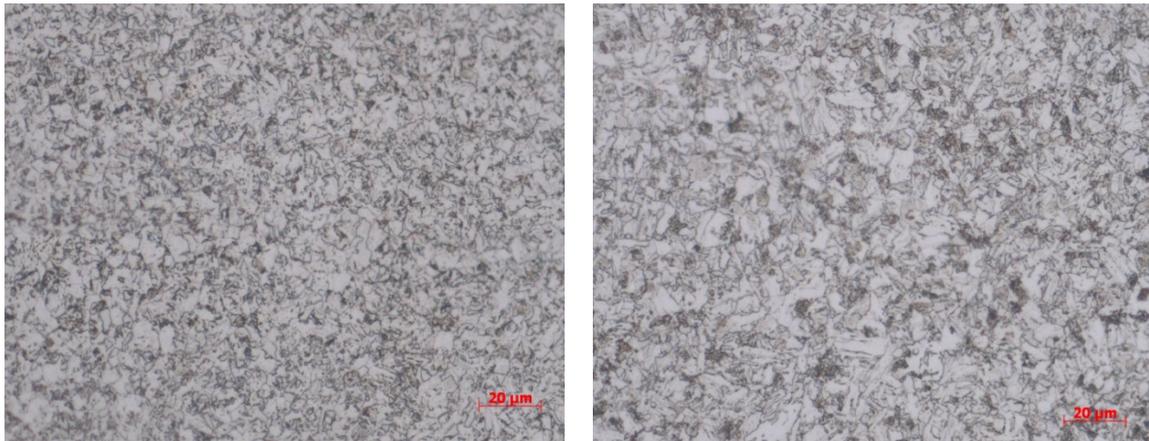


**Figura 5.47** Micrografías a distintas magnificaciones de la chapa de 20 mm de acero S890QL en su estado original a: (a) y (b) 0,5 mm y (b) y (c) 10 mm desde la superficie

#### Chapa de 50 mm

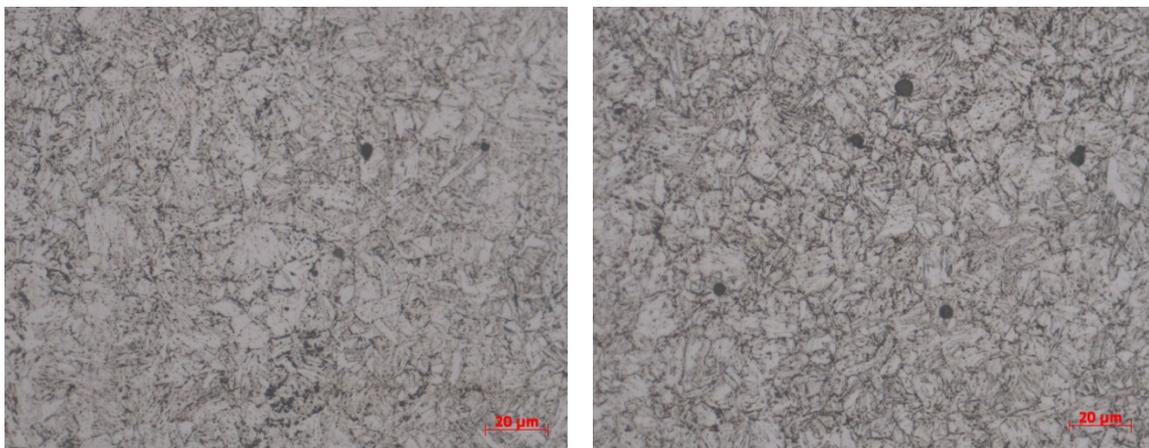
La Figura 5.4 – (a) chapa sin calentar y (b) chapa calentada– indica las zonas en las que se han tomado macrografías de la microestructura del acero S890QL en las chapas de 50 mm.

La Figura 5.49 muestra tres macrografías obtenidas a 0.5, 12.5 y 25 mm respectivamente, en el plano L-T; la Figura 5.39 (d) muestra la microestructura del acero en el plano T-S. En todas ellas se aprecia una combinación de bainita y ferrita constante en todo el espesor de la chapa.



(a)

(b)

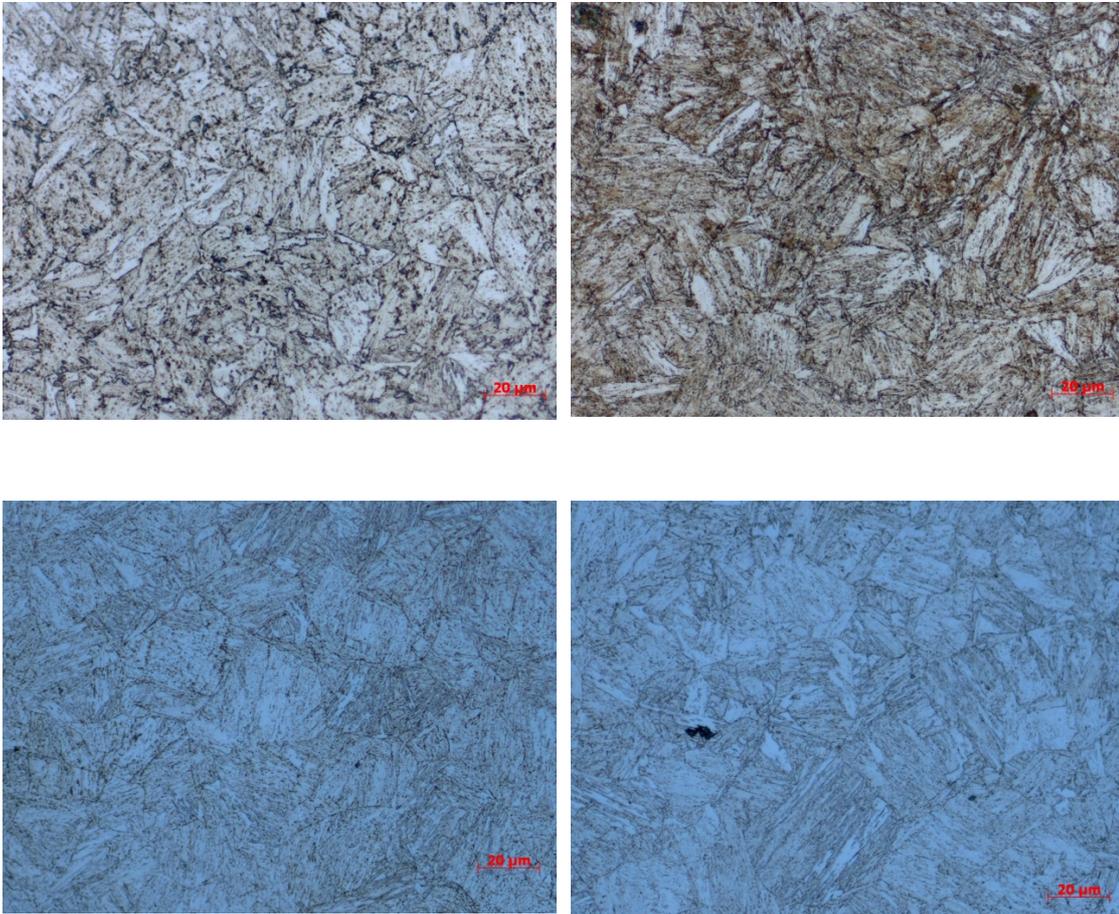


(c)

(d)

**Figura 5.48** *Micrografías a distintas distancias de la superficie calentada de la chapa de 20 mm de acero S890QL. (a) 0.5 mm, (b) 5 mm, (c) 10 mm y (d) 15 mm*

La Figura 5.50 muestra la microestructura resultante en el acero a través de su espesor después de calentarlo hasta una temperatura máxima de 720 °C.



**Figura 5.49** Micrografías en (a) superficie, (b) a 12.5 y (c) a 25 mm de la superficie en el plano L-T. (d) macrografía sacada en el plano T-S a 12.5 mm de la superficie

En las zonas cercanas a la superficie afectada por la llama se ha producido un efecto de agrupación de los carburos que va disminuyendo de intensidad a medida que la distancia a la superficie aumenta, hasta una profundidad de 10 mm, donde el efecto se hace casi inexistente; sin embargo, el efecto más significativo es el importante cambio de tamaño de grano acaecido en las inmediaciones de la superficie calentada, tanto en el eje de calentamiento como en las macrografías tomadas a la izquierda y derecha de este en superficie, fruto de haberse superado ampliamente – 720 °C frente a 696 °C – la temperatura crítica  $T_{AC1}$ .

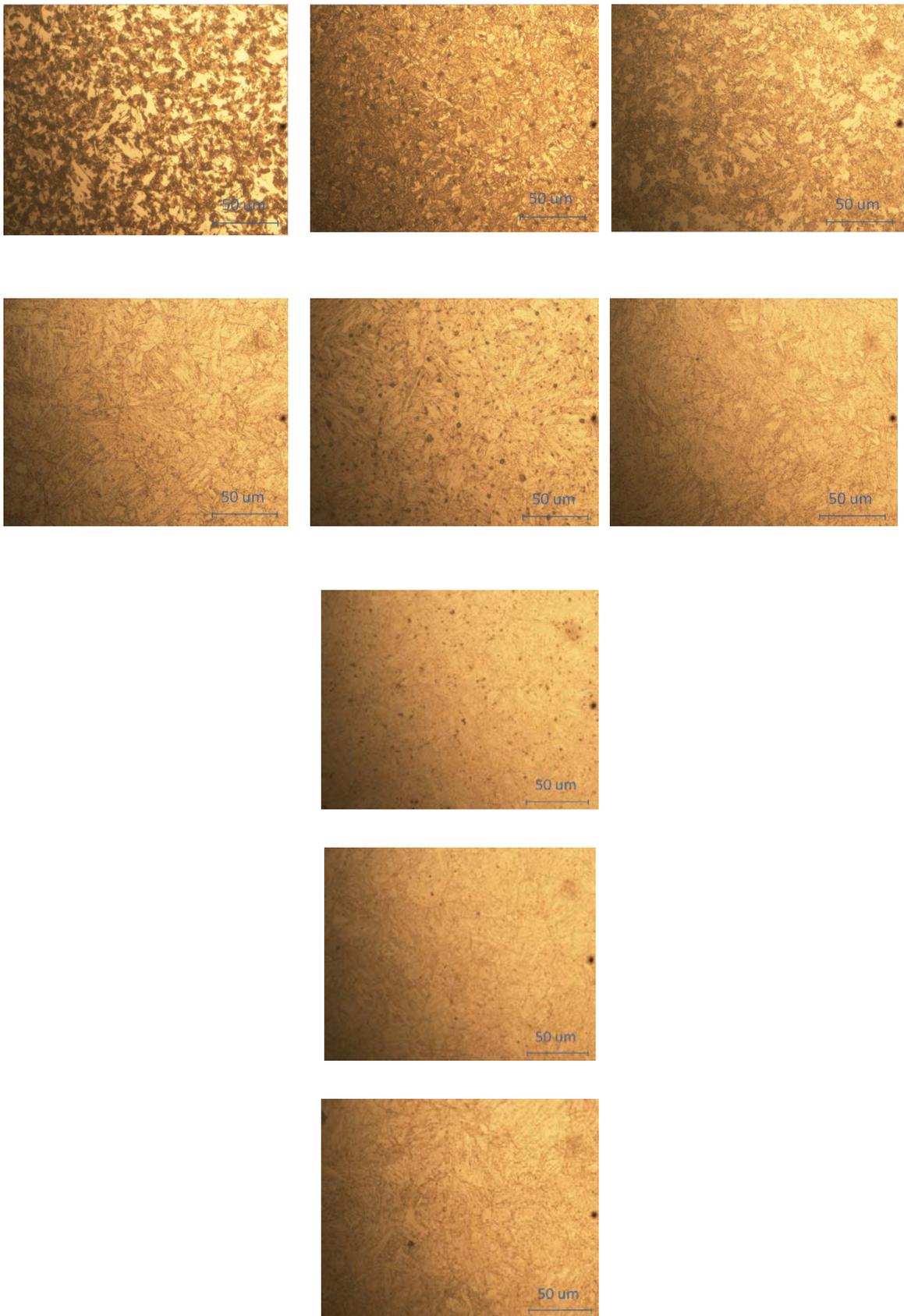


Figura 5.50 Macrografías obtenidas de la chapa calentada de acero S890QL

Ensayos de dureza Vickers

Chapa de 20 mm

La Figura 5.51 y la Tabla 5.31 recogen los resultados de dureza obtenidos para el acero S890QL en las chapas de 20 mm de espesor; existe una notoria reducción en la dureza del acero después de calentarlo, que se muestra sobre todo en las zonas cercanas a la superficie afectada por la llama y va disminuyendo a medida que aumenta la distancia a esta hasta estabilizarse en torno a los 8 mm, a partir de los cuales la reducción es homogénea de aproximadamente 50 HV.

Los valores medios observados son los siguientes:

- Chapa en estado original, valor medio:  $354 \pm 9$  HV
- Chapa después de ser calentada, valor medio:  $295 \pm 24$  HV

La pérdida media de dureza del acero después de ser sometido a la llama supone un 16.75 % del valor de la dureza original.

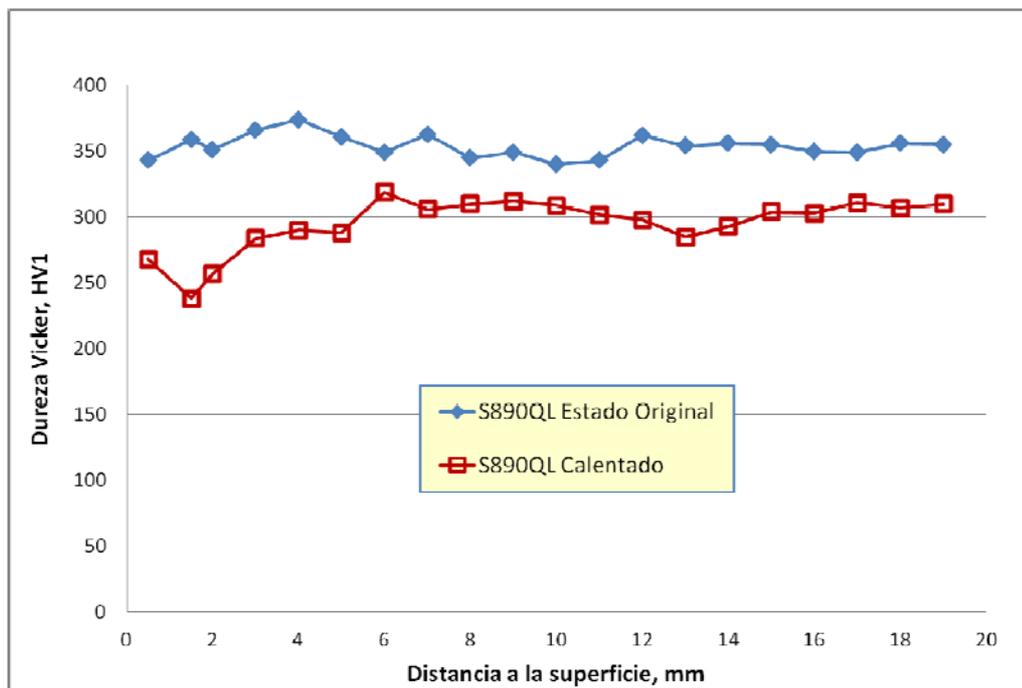


Figura 5.51 Resultados de durezas obtenidos en la chapa de 20 mm en su estado original y después de ser calentada para el acero S890QL

Tabla 5.31 Durezas obtenidas para el acero S890QL en las chapas de 20 mm de espesor

S890QL		
Distancia a la superficie (mm)	Estado original (HV)	Calentado (HV)
0,5	343	268
1,5	359	238
2	351	257
3	366	284
4	374	290
5	361	288
6	349	319
7	363	306
8	345	310
9	349	312
10	340	309
11	343	302
12	362	298
13	354	285
14	356	293
15	355	304
16	350	303
17	349	311
18	356	307
19	355	310

Chapa de 50 mm

En la Figura 5.52 y la Tabla 5.32 siguientes se muestran los resultados de las durezas realizadas sobre las chapas de 50 mm constituidas por el acero S890QL, tanto en su estado de recepción (estado original) como después de ser calentadas. Las diferencias entre el acero calentado y sin calentar en este caso son pequeñas, siendo en muchos casos de la misma magnitud; los valores medios de durezas de cada chapa son:

- 322.5 ± 9 HV en estado original.
- 305.6 ± 13 HV después de ser calentada.

Atendiendo a estos valores obtenidos de la media de cada chapa la reducción producida en el acero por el efecto de la llama es del 5 %.

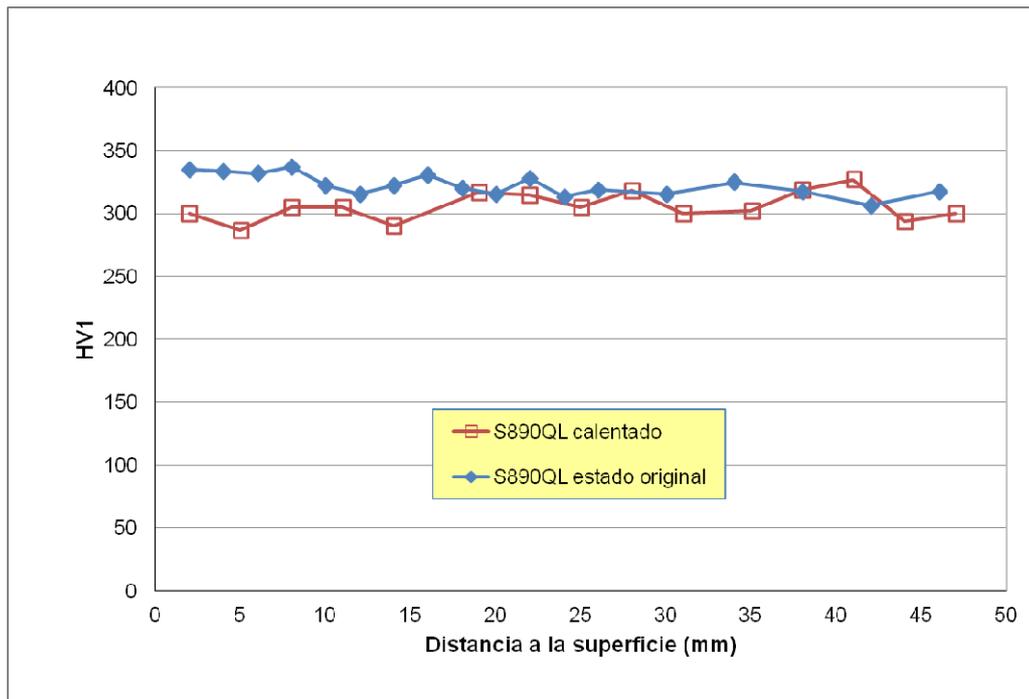


Figura 5.52 Resultados de durezas obtenidos en la chapa de 50 mm en su estado original y después de ser calentada para el acero S890QL

Tabla 5.32 Durezas obtenidas para el acero S890QL en las chapas de 50 mm de espesor

S890QL			
Distancia a la superficie (mm)	Estado original (HV)	Distancia a la superficie (mm)	Calentado (HV)
2	335	2	300
4	334	5	287
10	322	8	305
12	315	11	305
14	322	14	290
16	331	19	317
18	320	22	315
22	328	25	296
24	314	28	318
26	319	31	287
30	316	35	289
34	325	38	319
38	317	41	327
42	306	44	294
46	317	47	300

Ensayos de tracción

Chapa de 20 mm

Como revelan las curvas de tracción recogidas en la Figura 5.53, el comportamiento del acero antes y después de ser calentado es muy similar, con variaciones en porcentajes muy pequeños, menores al 2 %, tal como se muestra en la Tabla 5.33.

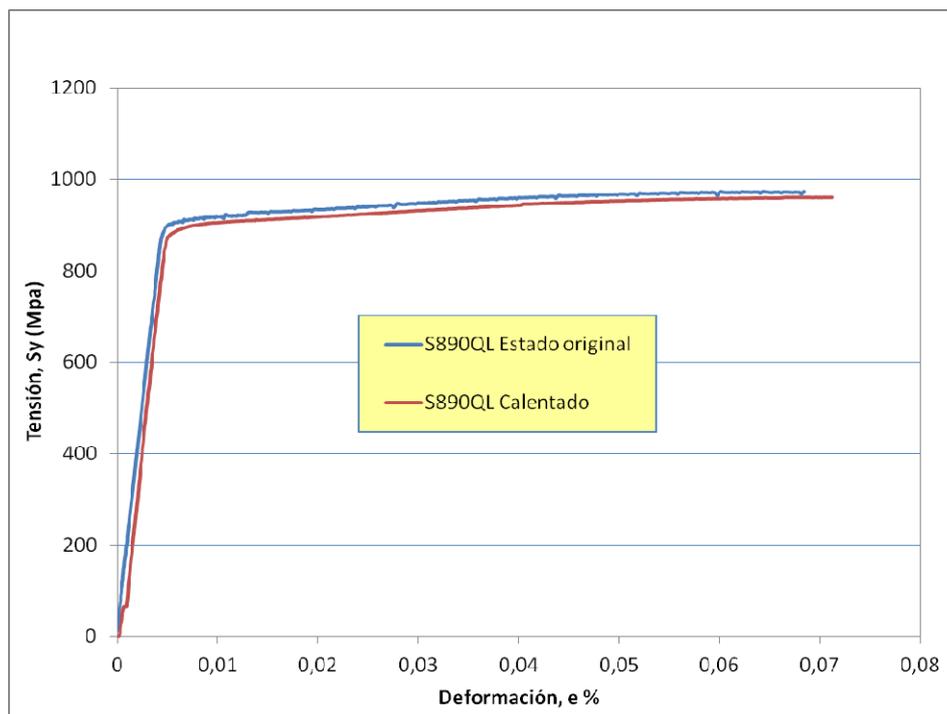


Figura 5.53 Resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 20 mm de acero S890QL

Tabla 5.33 Resumen de los resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 20 mm de acero S890QL

		Estado de Recepción	Calentado	Variación %
<b>Modulo de elasticidad</b>	E (GPa)	200	208	4
<b>Límite elástico</b>	Reh (MPa)	910	891	-2
<b>Tensión de rotura</b>	Rm (MPa)	973	962	-1
<b>Elongación bajo carga max.</b>	%	6.7	6.8	1

Chapa de 50 mm

En la chapa de 50 mm se observa, como en la chapa de 20 mm, que la respuesta en tracción después de calentarse casi no varía -Figura 5.54- con variaciones poco significativas, como se resume en la Tabla 5.34.

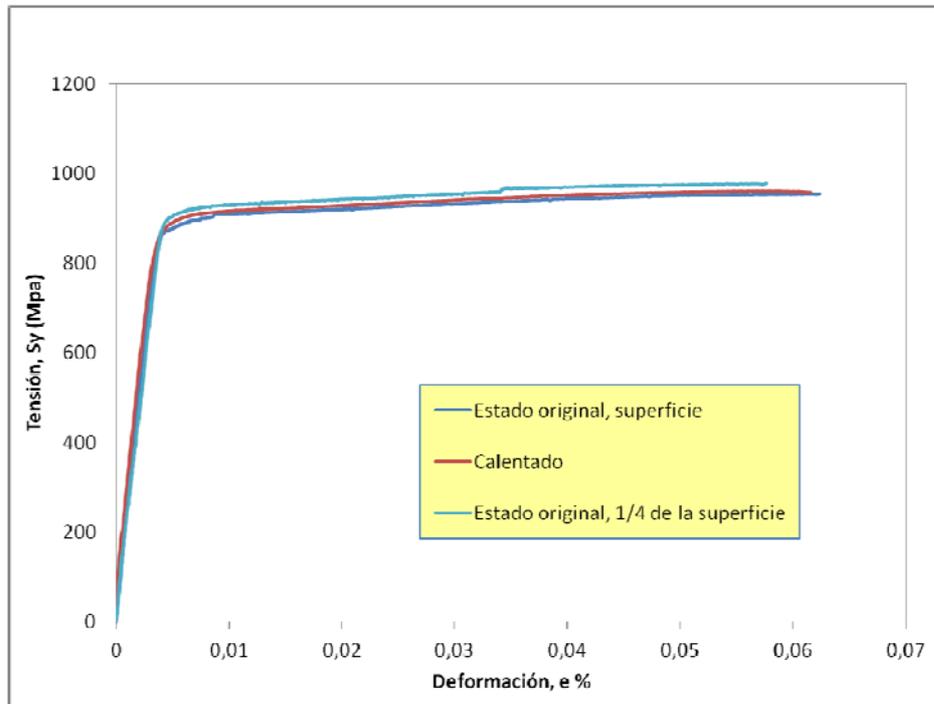


Figura 5.54 Resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 50 mm de acero S890QL

Tabla 5.34 Resumen de los resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas extraídas de la chapa de 50 mm de acero S890QL

	Estado de Recepción	Estado original, 1/4 de T	Calentado	Variación %	
Modulo de elasticidad, E (GPa)	240	217	276	-15	-27
Límite elástico Reh, (MPa)	886	914	900	-2	2
Tensión de rotura Rm, (MPa)	954	977	960	-1	2
Elongación bajo carga max. %	6.2	5.7	5.8	6	-2

La escasa variación que se observa en este acero tanto para la chapa de 20 como para la de 50 mm se puede deber a que este acero ha recibido un primer temple durante su fabricación lo que provoca que los efectos al aplicarle la llama, y por lo tanto un segundo temple, se minimizan.

Caracterización en fractura, ensayos Charpy

Chapa de 20 mm

La Figura 5.55 y la Tabla 5.35 muestran los resultados obtenidos en los ensayos Charpy de las chapas de 20 mm de acero S890 QL. En ellas se aprecia una mejoría en el comportamiento del acero después de ser calentado.

La energía en la zona del upper shelf se ve ligeramente incrementada, ganando una resistencia de 10 J después de ser calentado; por su parte, la temperatura de transición  $T_{27J}$  también se ve mejorada de una forma notoria, pasando de -63.8 a -103.2 °C, ambos por debajo del límite superior que marca la norma de -40 °C.

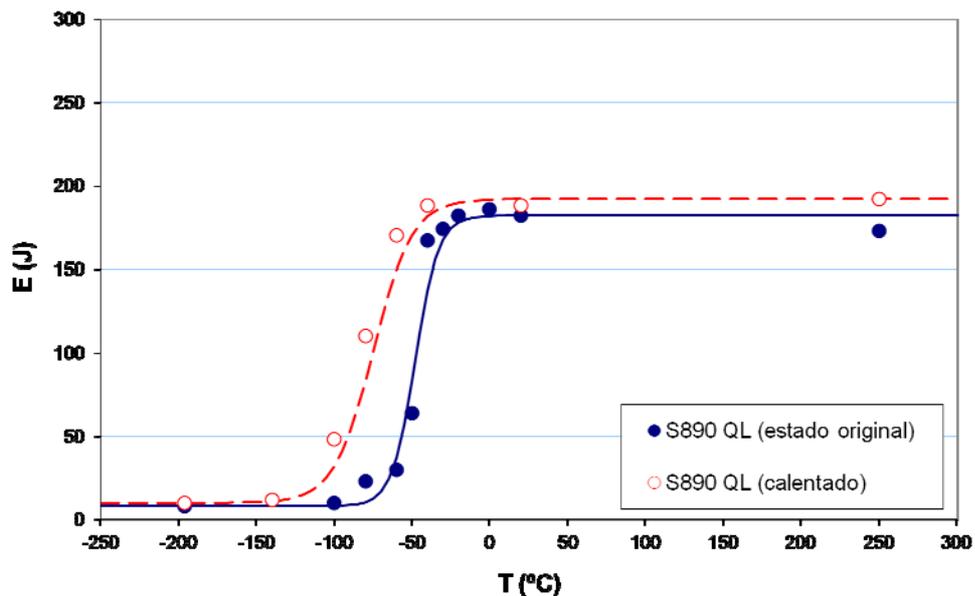


Figura 5.55 Curvas Charpy, energía vs. temperatura, obtenidas para el acero S890 QL, espesor de 20 mm

Tabla 5.35 Principales valores extraídos de las curvas Charpy

	Estado original	Calentado	Variación
Energía UpperShelf (J)	182	192	10
Temp. transición (°C)	-48	-75	-27
Anchura región transición (°C)	15	25	10
$T_{27J}$	-63.8	-103.2	-39.4

Chapa de 50 mm

Los cambios en el acero S890 QL para las chapas de espesor 50 mm son algo más complejos, como se aprecia en la Figura 5.56y en la Tabla 5.36; mientras la energía en el uppersheff y la  $T_{27J}$  son prácticamente las mismas antes y después de ser calentado (144 J frente a 142 J y  $-44.1^{\circ}\text{C}$  frente a  $-45.5^{\circ}\text{C}$ ) la región del lower shelf mejora su capacidad de absorción de energía; sin embargo, la temperatura de transición pasa de valor  $-10^{\circ}\text{C}$  a  $15^{\circ}\text{C}$ , lo que supone una pérdida de tenacidad relevante.

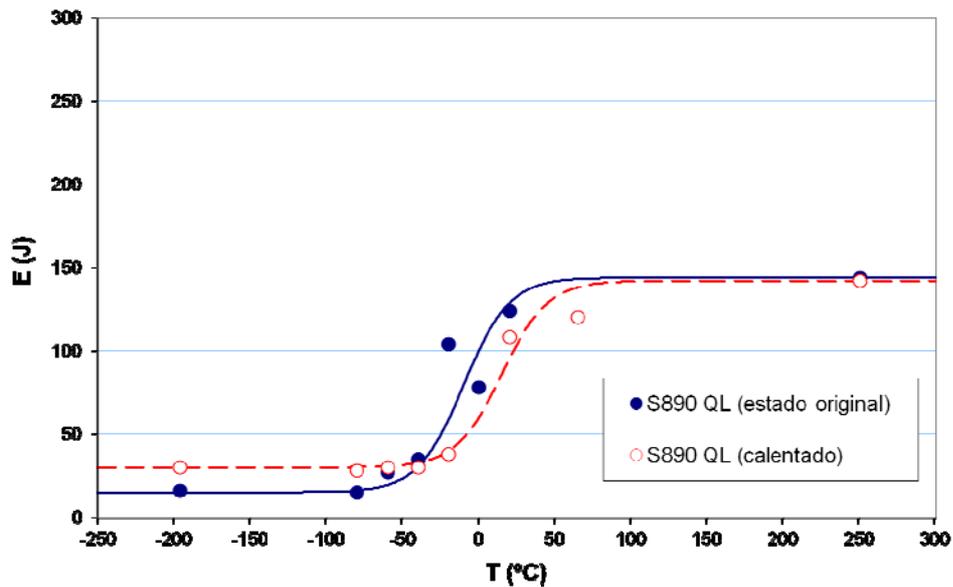


Figura 5.56 Curvas Charpy, energía vs. temperatura, obtenidas para el acero S890 QL, espesor de 20 mm

Tabla 5.36 Principales valores extraídos de las curvas Charpy

	Estado original	Calentado	Variación
Energía UpperShelf (J)	144	142	-2
Temp. transición (°C)	-10.0	15.0	25.0
Anchura región transición (°C)	30.0	30.0	0.0
$T_{27J}$	-44.1	-45.5	-1.4

### 5.2.2.6 Análisis y discusión de los resultados del material para la caracterización de las propiedades mecánicas

Está ampliamente probado y aceptado que las propiedades mecánicas de los materiales son consecuencia directa de su naturaleza microestructural. En este sentido, desde el estudio empírico llevado a cabo en esta tesis ha sido posible determinar el rol jugado por la microestructura, así como la variación en las propiedades mecánicas (ensayos de dureza y de tracción) y de fractura (ensayos CVN, integral J) debidas al tratamiento térmico realizado a cada material.

#### *Acero S235 JR*

Durante el proceso de calentamiento, el acero S235 JR experimenta una serie de ciclos térmicos de diferente intensidad en función de la distancia a la superficie afectada por la llama. Como se mostraba en la Figura 3.12, la temperatura alcanzada en las zonas superiores, a menos de 3 mm de la superficie, el material se mantiene a temperaturas superiores a 750 °C durante al menos 10 segundos; teniendo en cuenta las temperaturas críticas calculadas para este acero ( $T_{AC1}=714$  °C;  $T_{AC3}=846$  °C), este proceso puede considerarse como un recocido “intercrítico” y es el causante de la parcial disolución de la perlita que, como consecuencia del subsiguiente enfriamiento, puede perder la estructura laminar que aparecía en la microestructura original (Figura 5.2, Figura 5.3, Figura 5.5, Figura 5.6).

Un segundo aspecto apreciable se produce como consecuencia de las altas temperaturas alcanzadas en una banda de 2 mm desde la superficie, que superaban la temperatura crítica  $T_{AC3}=846$  °C; estas temperaturas favorecen la aparición de un fenómeno que se conoce como recocido total o “*full annealing*”, que provoca la transformación de las distintas fases existentes en austenita. El recocido de los aceros de baja y media aleación al carbono se realiza calentándolos por encima de su temperatura de transformación  $T_{AC3}$ . En este rango de temperaturas se produce la transformación del hierro-alfa en hierro-gamma, así como un importante número de granos de austenita, independientemente del tamaño original de los granos de ferrita [52]. Ambos fenómenos se pueden observar en la Figura 5.3 (a) para la chapa de 20 mm y en la Figura 5.6 en las macrografías tomadas en la región contigua a la superficie calentada para la chapa de 50

mm. Además hay que considerar la posible formación de martensita y/o bainita cuando la temperatura supera el límite de  $T_{AC1} = 714 \text{ }^\circ\text{C}$ ; en este caso, la austenita que precipita en borde de grano de ferrita si el enfriamiento posterior es demasiado rápido resultará en islas de martensita rodeadas de una matriz de ferrita como sucede en los aceros “*dual-phase*”.

En la chapa de espesor 20 mm existe un tercer aspecto a tener en cuenta, la formación de “cementita terciaria” como resultado del proceso de enfriamiento al que se ha visto sometido el material. Como se observa en la Figura 3.12 (a) el ratio de enfriamiento por debajo de  $600 \text{ }^\circ\text{C}$ , a cualquier profundidad, empieza a ser lento (el tiempo en el que la temperatura decrece de  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  a  $400 \text{ }^\circ\text{C}$  es superior a 100 s), facilitando la formación de “cementita terciaria”. Esta característica microestructural se muestra en la Figura 5.3 (b). Investigaciones previas ponen de manifiesto que la cementita terciaria es causante de la fragilización de los aceros [46, 52].

La caracterización mecánica del acero se basa en los ensayos de dureza Vickers y de tracción. Como característica general, *en las chapas de espesor 20 mm* no se pueden atribuir cambios significativos en el comportamiento mecánico del material al proceso de calentamiento. Los perfiles Vickers mostrados en la Figura 5.8 muestran ligeras variaciones entre ellos no relevantes, lo que implica que el proceso de laminado puesto en valor por el estudio microestructural no tiene efecto en los resultados de los test Vickers. Así mismo, tampoco provoca efectos relevantes en la dureza del material el refinamiento que se producía en los granos como consecuencia del proceso de rectificado con llama. Los resultados obtenidos en los ensayos de tracción están en concordancia con lo expuesto anteriormente; solo se han detectado ligeros cambios en el límite elástico pero, como se observa en la Figura 5.12, debido a la forma irregular del escalón de cedencia estos resultados se deben de tomar con precaución. Respecto al comportamiento en fractura, las Figura 5.14 y Figura 5.16 demuestran una gran fragilización ocurrida en el acero como consecuencia del calentamiento. Esto es solo atribuible, como se ha mencionad con anterioridad, a la aparición de cementita terciaria en algunos bordes de grano (Figura 5.3 (b)).

*Las chapas de 50 mm de espesor*, por el contrario, si presentan diferencias significativas en cuanto a su comportamiento mecánico y no aparece la fragilización tras ser

calentado. Los ensayos Vickers, Figura 5.9, revelan un reblandecimiento del acero tras ser calentado, fruto posiblemente tanto del refinamiento de los granos como de los cambios microestructurales anteriormente expuestos, sufriendo una mayor pérdida de dureza cuanto más cerca de la superficie calentada donde los cambios microestructurales son más acusados (Figura 5.6). En cuanto a los ensayos de tracción, las curvas expuestas en la Figura 5.12 muestran una mejora notable en el comportamiento a tracción del acero, hecho que se atribuye a la reorganización de los granos con pérdida de bandeado. Por su parte, los ensayos Charpy, Figura 5.15, revelan un mejor comportamiento en fractura del acero después de ser calentado, con un límite de energía en el upper shelf mayor y una temperatura de transición  $T_{27J}$  más baja; este hecho concuerda con el descenso en la dureza que se exponía anteriormente. La chapa de 50 mm no presenta cementita terciaria y no sufre fragilización, hecho que concuerda con la hipótesis de que la cementita terciaria es la causante de la fragilización en la chapa de 20 mm.

### ***Acero S355 J2***

El acero S355J2 presenta una microestructura de ferrita y perlita que para el espesor de 20 mm acusa una morfología en forma de bandas, como muestra la Figura 5.17. Esta microestructura es una consecuencia del proceso de laminación.

Al igual que sucedía en el acero S235 se alcanzan temperaturas próximas a 900 °C que provocan una reorganización microestructural que se aprecia en la Figura 5.18 (a).

Las propiedades mecánicas evaluadas en términos de dureza y tracción antes y después del calentamiento no presentan variaciones importantes. La dureza antes del tratamiento alcanzaba 193 HV y después 174 HV. El valor del límite elástico sufre un descenso en torno al 10 % si bien se mantiene dentro del marco de las especificaciones.

Las propiedades en fractura tampoco sufren modificaciones reseñables como se aprecia en la Figura 5.25. La microestructura apreciada en la chapa de espesor 50 mm está formada por ferrita y perlita agrupada en bandas.

Los perfiles de dureza antes y después del calentamiento se pueden apreciar en la Figura 5.21 y en la Figura 5.22; para la chapa de 50 mm no presentan cambios significativos.

El comportamiento en fractura obtenido mediante ensayos Charpy (Figura 5.26) no ofrece variaciones importantes entre el material antes y después del calentamiento.

### ***Acero S460 ML***

El acero S460 ML, *en las chapas de 20 mm*, presenta una estructura fuertemente deformada como consecuencia del proceso de laminado termomecánico, como se muestra en la Figura 5.27. Además, en esta figura se observa también una gran dispersión en el tamaño y la forma de los granos de ferrita. Esta es una consecuencia típica del proceso controlado de laminado en caliente: la primera parte del laminado se aplica cuando el material está en las condiciones austeníticas (de esta manera se induce una recristalización que da lugar a granos redondeados y de tamaño similar) mientras que la parte final se desarrolla en la región ferrítica-austenítica del diagrama de fase produciendo la recristalización en los granos de ferrita deformados [46, 47].

Este tipo de estructuras deformadas son altamente reversibles cuando se les somete a un proceso térmico, favoreciendo la reordenación de la microestructura en una nueva más estable, como se produce en este caso (comparar la Figura 5.27 y la Figura 5.28). Las consecuencias que sufre el acero dependen de la temperatura alcanzadas. La banda superior de las chapas excede la temperatura  $T_{AC1} = 704\text{ °C}$ , por lo que el material sufre un proceso de recocido intercrítico o completo, dependiendo de si el acero alcanza la temperatura  $T_{AC3} = 859\text{ °C}$ . Estos dos tratamientos llevan a la formación de austenita así como a la recristalización de la ferrita; en la Figura 5.28 se muestran estos dos tipos de recocido; mientras las macrografías tomadas a 0,5 mm de la superficie muestran un engrosamiento de los granos fruto de un recocido completo, las macrografías tomadas a 10 mm de la superficie muestran la recristalización característica del recocido intercrítico, sin el crecimiento de los granos.

El proceso completo sufrido por el acero como consecuencia del tratamiento térmico se caracteriza por varias etapas: primero, tiene lugar un proceso de recuperación; durante este proceso se incrementa la ductilidad y la resistencia decrece ligeramente. En la siguiente etapa de recristalización los granos alargados se transforman en granos

equiaxiales. Finalmente, el mantenimiento del acero a una cierta temperatura durante un tiempo prolongado permite el crecimiento de los nuevos granos formados a expensas de otros granos. Durante esta última etapa la resistencia decrece y la ductilidad aumenta significativamente.

La microestructura *en las chapas de 50 mm* muestra una estructura fuertemente deformada (Figura 5.29) con perlita irregular y granos de ferrita de tamaños dispersos. Tras el calentamiento se produce una reordenación dando lugar a granos ferríticos más homogéneos y clusters de perlita en los bordes.

Los perfiles de los ensayos Vickers, Figura 5.21 para la chapa de 20 mm y Figura 5.22 para la chapa de 50 mm, no muestran cambios significativos a lo largo del espesor en ambas chapas sin calentar, como corresponde con la microestructura constante en todo el espesor. El acero calentado, en cambio, muestra una tendencia a ablandarse cerca de la superficie donde se ha aplicado la llama; este reblandecimiento se puede explicar como consecuencia de la recristalización inducida por el tratamiento térmico de la llama, particularmente intenso en la superficie de la chapa: en efecto, como se postulaba anteriormente, el tamaño y la forma de los granos han variado de forma más acentuada en la región cercana a la superficie. Otra característica a tener en cuenta es la diferencia en la dureza de las chapas de 20 mm con respecto a las de 50 mm; las chapas de 20 mm muestran una media de en torno a 200 HV1 mientras que las de 50 mm tienen una media de 225 HV1. El origen de esta variación puede radicar en las diferentes microestructuras mostradas por ambas chapas.

Las consecuencias de la recristalización ocurrida durante el calentamiento en las chapas se hace también evidente cuando se comparan las respuestas frente al ensayo de tracción en ambas condiciones: una pérdida general en la resistencia mecánica junto a un ligero incremento en la ductilidad se aprecia en la chapa de 20 mm, Figura 5.33, mientras que la chapa de 50 mm, Figura 5.34, experimenta también un ligero descenso en el límite elástico y un importante aumento en la ductilidad. Una vez más la chapa de 50 mm presenta valores resistentes superiores a la chapa de 20 mm, ver Tabla 5.21 y Tabla 5.22, en concordancia con lo ya observado en los ensayos de dureza como consecuencia de las diferencias microestructurales. Las características señaladas se ven reflejadas también en los ensayos de fractura, donde ambos espesores se ven mejorados tras el

tratamiento térmico, Figura 5.35 y Figura 5.36, y donde una vez más la chapa de 50 mm ofrece mejores parámetros.

### ***Acero S690 QL***

Como se indicaba en la Tabla 3.10 la velocidad de avance de la llama durante el calentamiento del acero S690 QL fue significativamente superior y, por lo tanto, la máxima temperatura alcanzada en la chapa fue menor que en los casos anteriores, como se muestra en la Figura 3.15, y el patrón de enfriamiento distinto. La máxima temperatura alcanzada en las chapas no supera en ningún caso la temperatura  $T_{AC1}$ , que era igual a 704 °C, lo que significa que este acero, de naturaleza bainítico-martensítica, ha sido sometido a un tratamiento térmico de revenido. El impacto del revenido sobre el acero es más pronunciado cerca de la superficie calentada y se va amortiguando a medida que la distancia a esta crece. Las Figura 5.38 y Figura 5.40 muestran macrografías del acero calentado a distintas profundidades a partir de las cuales se puede comparar el estado de afección por el revenido en función de la profundidad. En las macrografías tomadas cerca de la superficie calentada la típica estructura de carburos laminares de estos aceros se ha transformado en una estructura formada por clusters nodulares. Sin embargo, a medida que se aleja de la superficie a lo largo del espesor de las chapas los carburos laminares se van disolviendo solo parcialmente.

Los resultados de los test Vickers recogidos en la Figura 5.41, chapa de 20 mm, muestran un intenso cambio en la dureza del acero después de ser calentado. Esta variación es particularmente intensa en las proximidades de la superficie calentada, en las cuales la reducción llega a ser de más de 100 HV1, amortiguándose a medida que la distancia a la superficie es mayor. La Figura 5.42 recoge los resultados de dureza de la chapa de 50 mm. En este caso la pérdida de dureza es también pronunciada pero de menor magnitud que en el caso anterior y se mantiene constante durante todo el espesor debido a que la disolución en el caso de la chapa de 50 mm es más uniforme a lo largo del espesor.

Las características observadas en los test Vickers tienen su contrapartida en el caso de las propiedades a tracción: en la chapa de 20 mm, Figura 5.43, tanto el límite elástico

como la tensión de rotura se ven reducidos notablemente, lo cual es perfectamente razonable a tenor de los resultados arrojados por el estudio microestructural, sin embargo, en la chapa de 50 mm tanto el límite elásticos, como la tensión de rotura, sufren un ligero incremento después de calentar el acero.

### ***Acero S890 QL***

La velocidad de avance de la llama en este caso es superior a los tres primeros aceros e igual a la aplicada en el caso del acero S690 QL; la máxima temperatura alcanzada en las chapas ha sido de 698 °C en la chapa de 20 mm y 705 °C en la chapa de 50 mm, valores que son prácticamente iguales a la temperatura  $T_{AC1} = 696$  °C y que se alcanzan de manera muy puntual durante muy pocos segundos. Por este motivo vuelve a aparecer un revenido que, al igual que ocurría en el caso anterior, es de mayor intensidad cuanto más cerca de la superficie se encuentra la zona analizada. Los carburos laminares observados en la Figura 5.47 y Figura 5.49 aparecen disueltos parcialmente por efecto del revenido como se observa en la Figura 5.48 y Figura 5.50, dando lugar a clusters nodulares iguales a los observados en el caso del acero S690 QL. El nivel de disolución de estos carburos va disminuyendo a lo largo del espesor desde la superficie calentada donde el fenómeno es de mayor intensidad. A pesar de que la temperatura máxima alcanzada en la chapa de 50 mm es ligeramente superior a la alcanzada en la chapa de 20 mm el efecto del revenido ha sido menor en la primera.

En la chapa de 20 mm los resultados de durezas presentados en la Figura 5.51 muestran un reblandecimiento del acero después de calentado; este reblandecimiento es en general bastante notorio con una media de descenso en la dureza de 60 HV1 pero es especialmente significativo en las regiones inmediatamente adyacentes a la superficie calentada donde la pérdida de dureza llega en algún punto a más de 100 HV1. La tendencia es a aminorarse la pérdida de dureza a medida que aumenta la distancia a la superficie debido a la diferente disolución de los carburos a lo largo del espesor observado en el estudio microestructural. No se observan cambios importantes en los resultados de los ensayos de tracción, solo un ligerísimo descenso tanto en el límite elástico como en la tensión de rotura, como se observa en la Figura 5.53, lo que indica

que el cambio microestructural no afecta en este caso. En cuanto a la respuesta en fractura, la chapa de 20 mm experimenta una mejora importante, disminuyendo la temperatura de transición de manera notoria.

Los resultados obtenidos en los test Vickers para la chapa de 50 mm, Figura 5.52, muestran un reblandecimiento de menor magnitud que en el caso de la chapa de 20 mm; este hecho esta en perfecta correspondencia con la menor afección que ha sufrido la chapa de 50 mm en términos de disolución de carburos, descubierta en el estudio microestructural. Las curvas obtenidas en los ensayos de tracción, Figura 5.54, ofrecen unos resultados prácticamente iguales para el acero en estado original y calentado, confirmando la menor afectación a nivel microestructural sufrida por la chapa de 50 mm. El comportamiento en fractura es ligeramente peor después de calentado, no obstante, la energía en la zona del lower shelf es superior después de calentar el acero.

### **5.2.3      *Resultados obtenidos para el Material Complementario***

En este caso, la caracterización de las propiedades fue desarrollada a partir de probetas extraídas directamente de los perfiles estructurales enderezados por llama en condiciones propias de un taller de montaje y conformado de estructura metálica. Además, otro objetivo de esta caracterización complementaria es el de detectar posibles diferencias con los resultados expuestos en apartados anteriores, llevados a cabo sobre los mismos materiales pero en condiciones controladas.

Este apartado se dedica a presentar y discutir los resultados de los ensayos de tracción y Charpy llevados a cabo sobre los siguientes tres aceros:

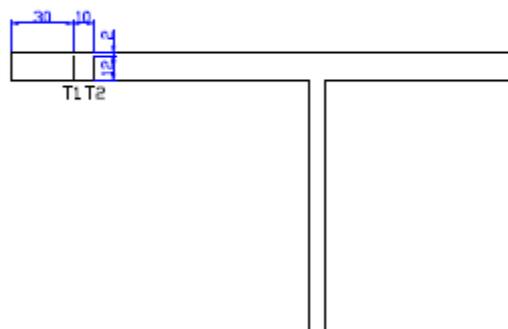
- S235 J0, acero de similares características al S235 JR, estudiado anteriormente. La principal diferencia entre ambos radica en que en este caso  $T_{27J} = 0 \text{ °C}$  frente a los  $20 \text{ °C}$  del acero S235 JR.
- S355 J2, acero ya estudiado en el apartado anterior.

- S460 M, acero laminado termomecánicamente igual que el S460 ML ya estudiado pero con la única diferencia de que éste no está indicado para bajas temperaturas, como lo estaba aquel.

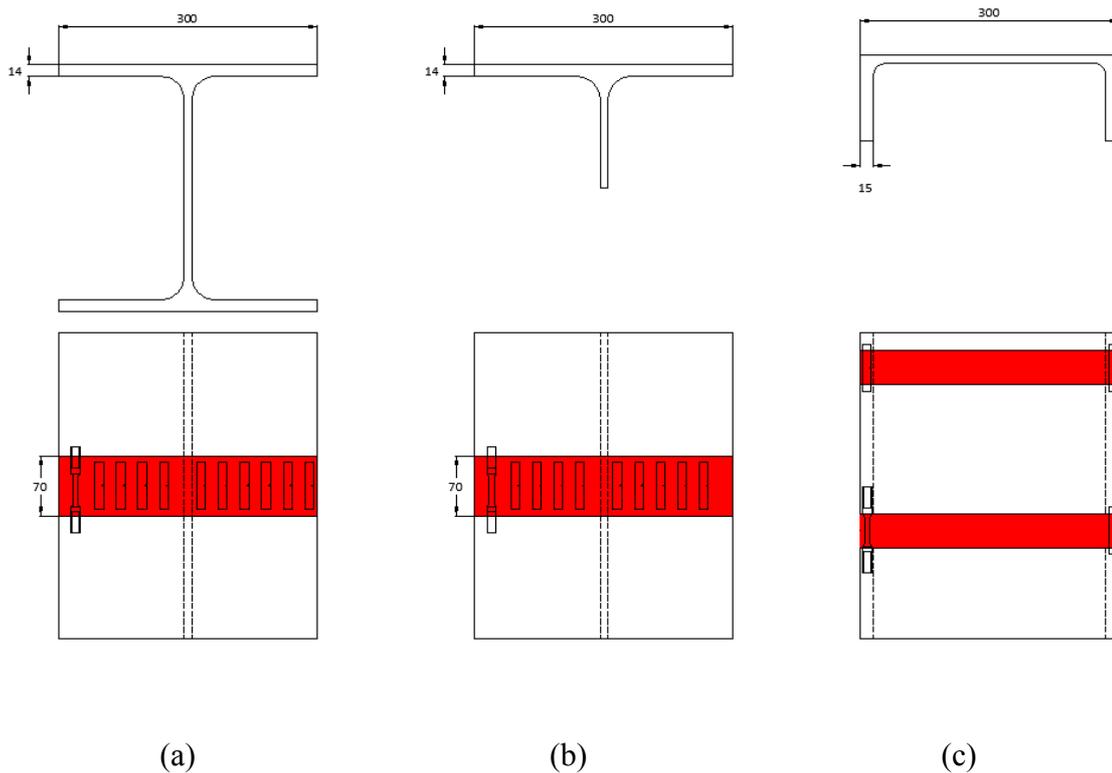
Para estos ensayos se ha dispuesto de perfiles estructurales de 6 m de longitud con las siguientes geometrías: HEA 300, T 140 - Tabla 3.13 - y UPE 300 - Tabla 3.14 -). La temperatura fue controlada mediante la colocación de termopares situados a dos milímetros de la superficie en el ala de la viga, tal como se muestra en la Figura 5.57.

Las probetas Charpy y de tracción fueron obtenidas en el sentido de la laminación de los perfiles y en las zonas que se indican en la Figura 5.58.

Para las vigas UPE 300 se establecieron unos patrones de calentamiento que incluían bandas de 40 mm de anchura en las alas del perfil. Esta anchura resultaba suficiente para extraer probetas Charpy afectadas por el aporte de calor en casi toda su longitud y, particularmente, en su región central (que es donde se localiza la zona de proceso de fractura durante el ensayo). Sin embargo, los extremos de las probetas de tracción, de mayor longitud, quedaban fuera de la región calentada; se considera que este hecho no debe conllevar ninguna alteración en la representatividad de los resultados dado que el fuste de dichas probetas quedaba completamente recogido dentro de la banda de 40 mm. Un análisis similar puede hacerse en el caso de los perfiles HEA 300 y T 140, si bien en este caso la anchura de las bandas era de 70 mm.



**Figura 5.57** *Medición de la temperatura mediante la colocación de termopares*



**Figura 5.58** Esquema de la situación de las probetas obtenidas para los ensayos. (a) perfiles HEA 300, (b) perfiles T 140 y (c) perfiles UPE 300

### 5.2.3.1 Acero S235 J0

Se han realizado cuatro ensayos sobre vigas de acero S235 J0 de las cuales se han extraído probetas de dos de ellas para su caracterización. Los ensayos de los que se han extraído las probetas correspondientes a este acero son:

- D5, perfil T 140:
  - 2 probetas para ensayos de tracción (una de la zona calentada y otra de la zona sin calentar).
  - 20 probetas para ensayos Charpy (diez de las zonas sin calentar y diez de las zonas calentadas).
- D9, perfil UPE 300:
  - 1 probeta de tracción extraída de la zona calentada.
  - 10 probetas Charpy extraídas de la zona calentada.

Las temperaturas se monitorizaron en tiempo real mediante los termopares, extrayéndose las gráficas Tiempo vs. Temperatura para cada material, como se muestra en la Figura 5.59. Las temperaturas máximas registradas por cada termopar se recogen en la Tabla 5.37. En el ensayo D5 las temperaturas superan ampliamente los límites establecidos por la literatura para un tratamiento de este tipo así como las temperaturas  $T_{AC1}$  y  $T_{AC3}$ . Por el contrario, en el ensayo D9 las temperaturas alcanzadas resultaron sustancialmente más bajas, por debajo de  $T_{AC1}$ . De esta manera se dispone de un escenario óptimo para una comparación relativa a la influencia de la temperatura.

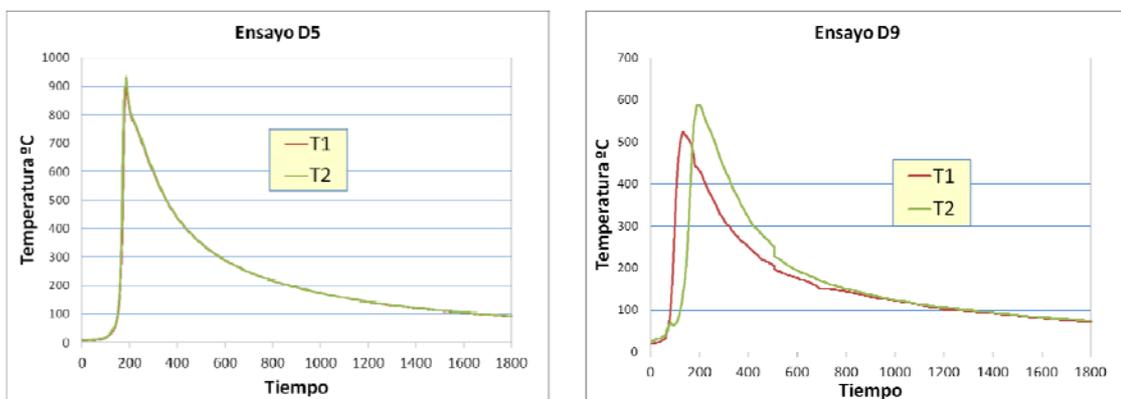


Figura 5.59 Gráficas tiempo vs. temperatura durante los ensayos. (a) D5 y(b) D9

Tabla 5.37 Temperaturas máximas obtenidas en los ensayos experimentales D5 y D9

Ensayo	Temperatura máxima °C	
D5	923	933
D9	524	589

**Ensayos de tracción**

En la Figura 5.60 se muestran los resultados de tracción obtenidos de los ensayos D5 y D9. Del ensayo D5 se han obtenido dos curvas, una del acero no calentado y otra del acero calentado, mientras que del ensayo D9 se ha obtenido una curva de tracción del acero después de ser calentado.

Como puede observarse en la figura, la temperatura juega un papel fundamental en el comportamiento posterior del material. En efecto, las diferencias entre el estado original del material y el ensayo D9 son solo remarcables en la región del escalón de cedencia mientras que en el caso del ensayo D5 se produce una modificación sustancial en la respuesta mecánica del material.

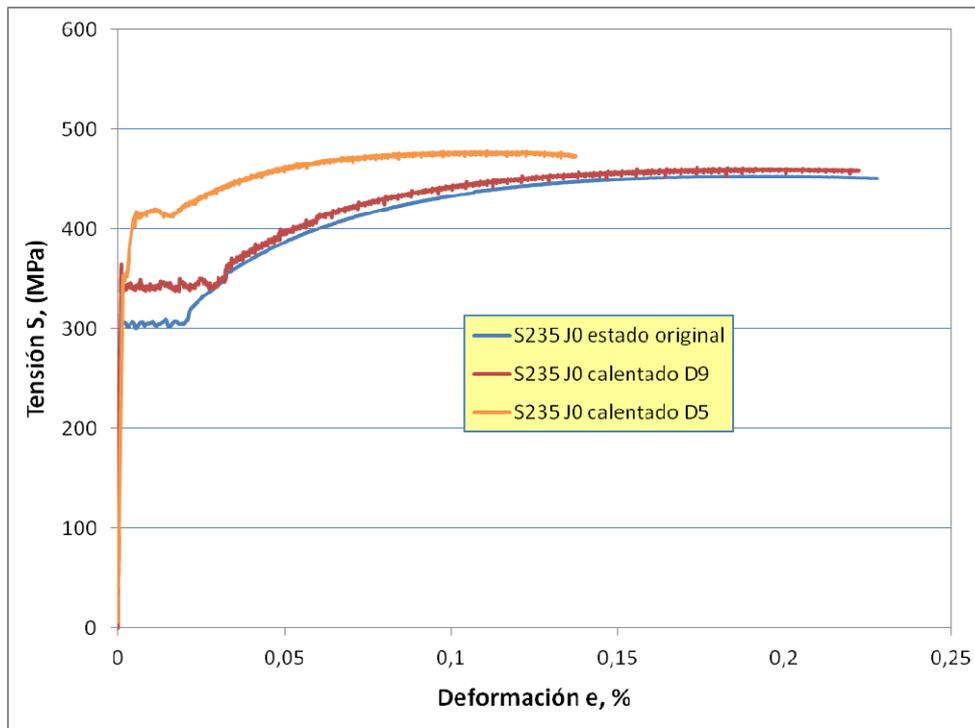


Figura 5.60 Resultados ensayos de tracción para D5 y D9

En la Tabla 5.38 se resumen los valores principales obtenidos en los ensayos de tracción; de estos valores se derivan las siguientes conclusiones:

- Como consecuencia de las altas temperaturas ( $>900^{\circ}\text{C}$ ) a las que se ha sometido al acero del ensayo D5 el límite elástico se ha visto drásticamente incrementado con respecto al acero sin calentar, aumentando en más de 100 MPa. Asimismo, la tensión de rotura se ha visto incrementado también pero esta vez de forma más moderada (25 MPa). Por último la deformación bajo carga máxima se ha visto muy disminuida, pasando de ser un 19.05 % a un 11.05 %.
- El acero D9 fue calentado a niveles muy inferiores al acero D5, con una temperatura máxima de  $588^{\circ}\text{C}$ . Como consecuencia de este calentamiento más tenue el límite elástico ha aumentado su valor de forma notoria (42 MPa). No se

aprecian diferencias importantes entre el tramo plástico del acero calentado D9 y el del acero en estado original, variando únicamente la tensión de rotura en 8 MPa y la deformación bajo carga máxima en menos de un 1 %.

**Tabla 5.38** Resumen de los valores obtenidos en los ensayos de tracción

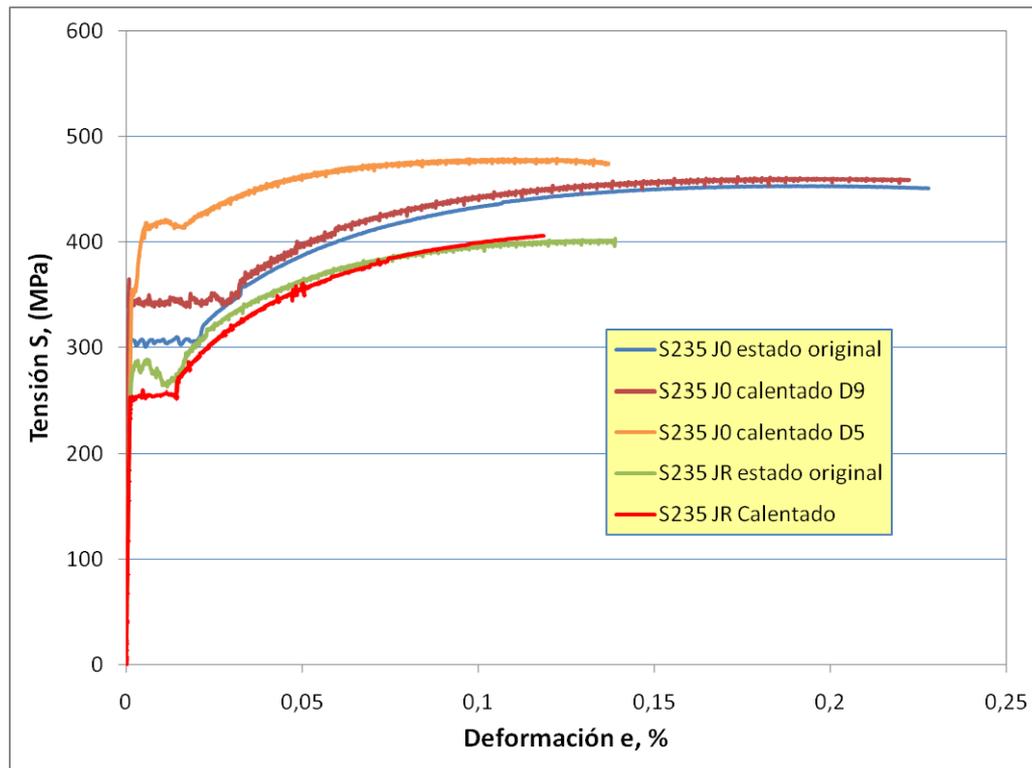
Ensayo		Límite elástico (MPa)	Tensión de rotura (MPa)	Deformación bajo carga máxima (%)
D5	Estado original	303	453	19.05
	Calentado	420	479	11.05
D9	Calentado	345	461	18.3

Se incluye en la Tabla 5.39 y en la Figura 5.61 la comparación entre los resultados de tracción obtenidos en los ensayos del material para la caracterización (chapa de 20 mm), acero S235 JR, y los resultados obtenidos en los ensayos con el material complementario, acero S235 J0. Se distinguen dos aspectos:

- El acero S235 J0 muestra una mejor respuesta a tracción, tanto en su estado original como después de ser calentado.
- El acero S235 JR muestra muy poca variación después de ser calentado, empeorando ligeramente sus propiedades mientras que el acero S235 J0 muestra un comportamiento mejorado después de ser tratado mediante el rectificado por llama.

**Tabla 5.39** Resumen de los valores obtenidos en los ensayos de ambos materiales

Ensayo		Límite elástico (MPa)	Tensión de rotura (MPa)
S235 J0	D5	Estado original	303
		Calentado	420
	D9	Calentado	345
S235 JR	Estado original		284
	Calentado		219



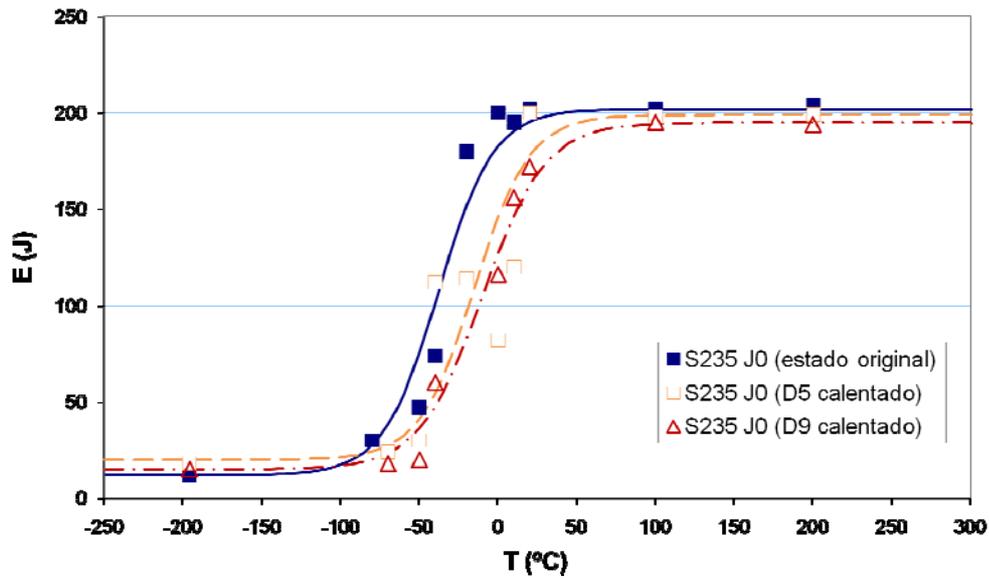
**Figura 5.61** Comparación entre los resultados de los ensayos de tracción del material para la caracterización y el material complementario; acero S235

### Ensayos Charpy

A la luz de las curvas recogidas en la Figura 5.62 y los valores de la Tabla 5.40, queda de manifiesto que ambos aceros han sufrido una leve pérdida de propiedades en fractura debido al calentamiento.

**Tabla 5.40** Principales valores derivados de las curvas Charpy obtenidas

	Estado original	D5 Calentado	D9 Calentado
Energía UpperShelf (J)	202	199	195
Temp. transición (°C)	-38.0	-15.0	-10.0
Anchura región transición (°C)	35.0	35.0	40.0
T <sub>27J</sub> (°C)	-79.2	-70.4	-62.4



**Figura 5.62** Curvas charpy, energía vs. temperatura, obtenidas para los aceros de los ensayos D5 y D9

A pesar de la diferencia de temperatura a la que se ha sometido al material de ambos ensayos, ambos aceros se comportan de manera similar después de ser calentados. Las variaciones experimentadas son de poca entidad en lo que respecta a la energía absorbida en la región del Upper Shelf y la temperatura  $T_{27J}$ , mientras que son de cierta relevancia en cuanto a la temperatura de transición D que varía de los  $-38\text{ °C}$  iniciales a  $-15\text{ °C}$  y  $-10\text{ °C}$  para D5 y D9 respectivamente. En cualquier caso se cumple el límite máximo de temperatura  $T_{27J} = 20\text{ °C}$  especificado por la norma por lo que el calentamiento no invalidaría su puesta en servicio.

A pesar de no haberse realizado un estudio microestructural, al comparar los resultados de estos ensayos con los de los ensayos para la caracterización de los materiales, la ausencia de la fuerte fragilización que se observaba en la Figura 5.46 hace suponer que estos dos ensayos no han dado lugar a la formación de cementita terciaria, causante de la fragilización mencionada.

En la Figura 5.63 se comparan los resultados obtenidos en el material para la caracterización con los resultados obtenidos para el material complementario.

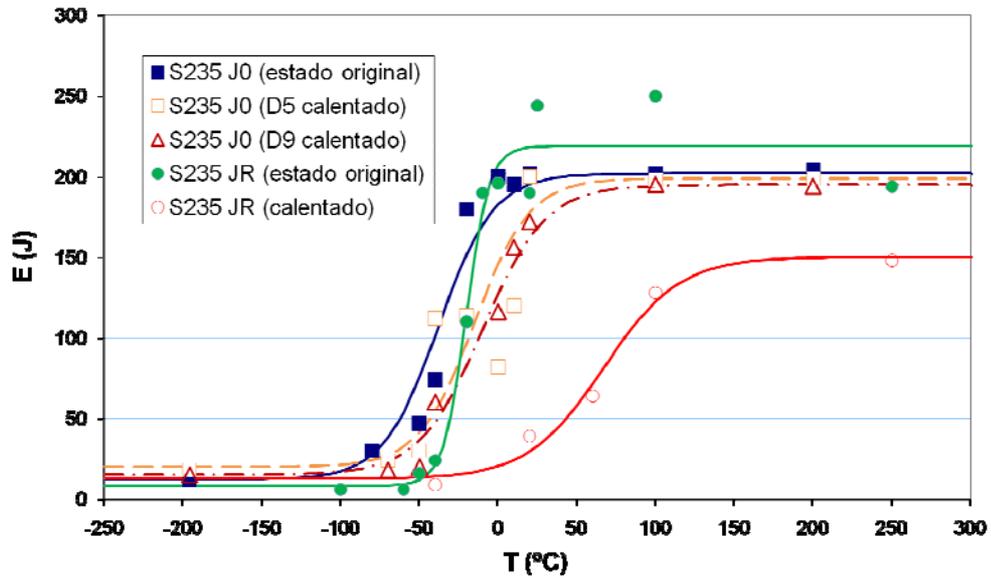


Figura 5.63 Comparación de los resultados Charpy obtenidos en el material para la caracterización y el material complementario, acero S235

De la comparativa de ambos resultados se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- El acero S235 JR muestra una temperatura  $T_{27J}$  en el estado de recepción superior a la del acero S235 J0 que teóricamente está indicado para bajas temperaturas; ambos superan las especificaciones estipuladas por la norma.
- El acero S235 J0 resiste mejor la aplicación de la llama mientras que el acero S235 JR sufre una gran fragilización que le supone estar por debajo de los límites mínimos establecidos para su utilización.

### 5.2.3.2 Acero S355 J2

Se seleccionó una viga HEA 300, ensayo D1, y una viga T140, ensayo D7, para extraer las probetas necesarias para la caracterización del material. Las probetas extraídas fueron:

- Ensayo D1:
  - Dos probetas de tracción, una de la zona sin afectar y otra de una zona calentada.

- Veinte probetas Charpy, 10 de una zona sin afectar y diez de una zona calentada.
- o Ensayo D7:
  - Una probeta de tracción de una región calentada.
  - Diez probetas Charpy extraídas de una región calentada.

La temperatura se ha registrado, al igual que todos los ensayos, por medio de la colocación de dos termopares (ver Figura 5.57). Las temperaturas máximas alcanzadas en los ensayos se resumen en la Tabla 5.41. Ambos ensayos superaron los 900 °C de temperaturas máximas, garantizando una gran transformación en las propiedades de los aceros constituyentes ya que se supera ampliamente las temperaturas críticas para este acero ( $T_{AC1} = 707 \text{ °C}$  y  $T_{AC3} = 846 \text{ °C}$ ; ver Tabla 5.6). Nótese que la temperatura alcanzada en el ensayo D7 es sustancialmente superior a la del ensayo D1.

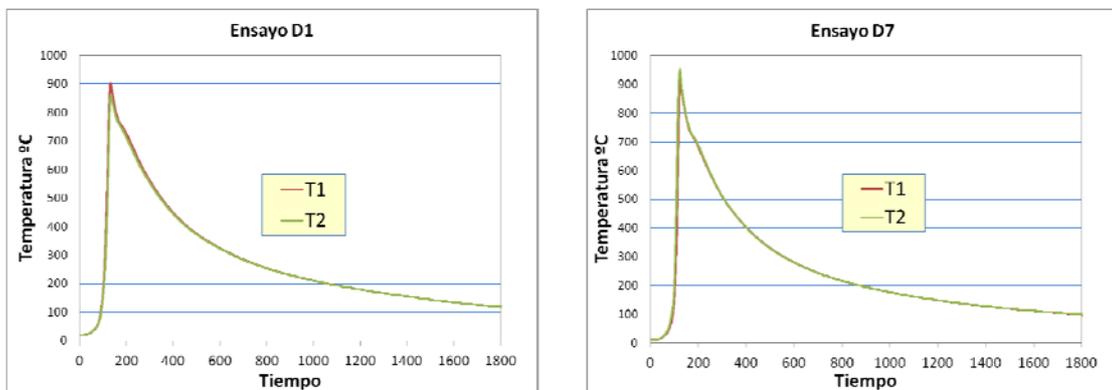


Figura 5.64 Gráficas tiempo vs. temperatura durante los ensayos. (a) D1 y (b) D7

Tabla 5.41 Temperaturas máximas obtenidas en los ensayos experimentales D1 y D7

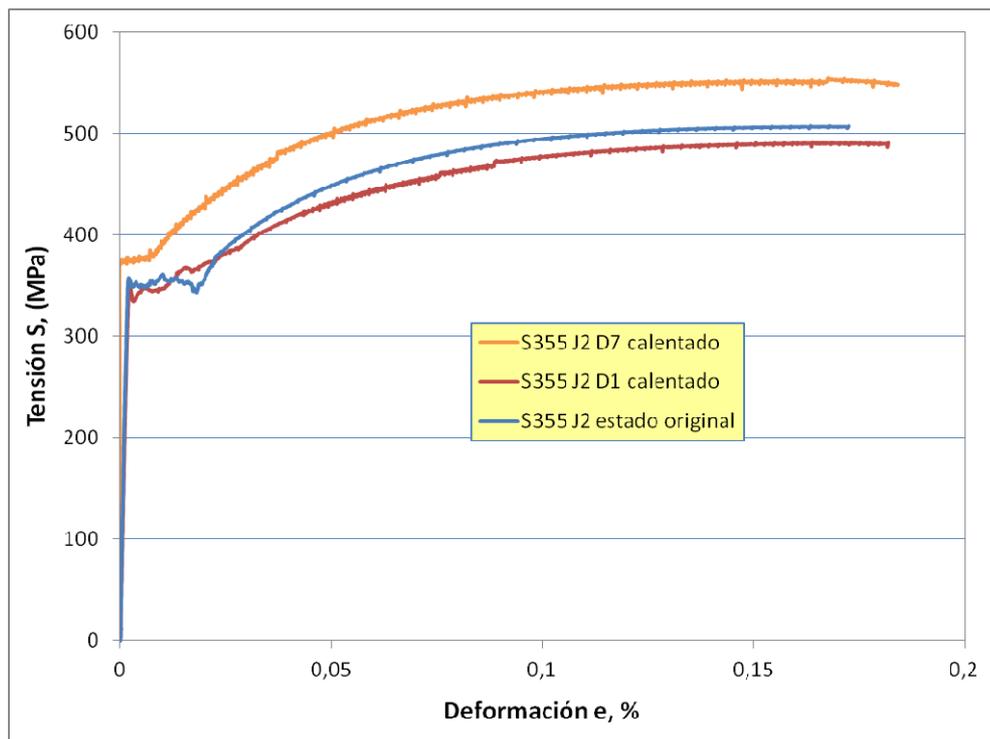
Ensayo	Temperatura Máxima °C	
D1	903	862
D7	921	952

**Ensayos de tracción**

Las gráficas obtenidas en los tres ensayos de tracción realizados se representan en la Figura 5.65. Las gráficas muestran una importante mejora en el acero calentado en el ensayo D7 y una tenue disminución de la capacidad resistente del acero D1 calentado con respecto al acero sin calentar.

**Tabla 5.42** Resumen de los valores obtenidos en los ensayos de tracción

Ensayo	Límite elástico (MPa)	Tensión de rotura (MPa)	Deformación bajo carga máxima (%)
D1	Estado original	351	17.5
	Calentado	345	16.5
D7	Calentado	374	16.75



**Figura 5.65** Resultados ensayos de tracción para D1 y D7

Teniendo en cuenta las temperaturas de calentamiento se puede establecer que:

- El acero S355 J2 en su estado original presenta un comportamiento adecuado, con un valor del límite elástico ligeramente superior al mínimo estipulado, 360 frente a 355 MPa.
- El acero calentado extraído del ensayo D1 ofrece una respuesta resistente ligeramente inferior a la del acero sin calentar, quedando el valor del límite elástico por debajo del mínimo exigido (351 frente a 355 MPa) lo que significaría la retirada de servicio de este material.
- El acero extraído del ensayo D7, que fue calentado a temperaturas que rondaban los 950°C, ha experimentado una notable mejoría en cuanto a los valores tanto de su límite elástico como de su tensión de rotura.

La Figura 5.66y la Tabla 5.43 recogen los resultados de los ensayos de tracción tanto del material complementario como del material para la caracterización. En ellas se observan dos características:

- Como es de esperar, ambos materiales, complementario y para la caracterización, poseen características similares en su estado de recepción.
- Por norma general el acero S355 J2 responde bien frente al calentamiento; dos de los tres casos estudiados presentan características similares en dos de los tres aceros calentados mientras que el tercero, calentado a temperaturas superiores a 950 °C, presenta propiedades claramente mejoradas.

### ***Ensayos Charpy***

En la Figura 5.67 se recogen las curvas Charpy obtenidas a partir de los ensayos D1 y D7; la Tabla 5.44 recoge sus principales valores. Nuevamente ambos aceros experimentan una pérdida de las propiedades de fractura. En el caso del acero procedente del ensayo D1 la variación es de poca entidad, ciertamente poco relevante, mientras que para el acero procedente del ensayo D7, que había alcanzado temperaturas superiores a 950°C durante el calentamiento, la curva se ha desplazado hacia la izquierda, perdiendo capacidad de absorción de energía a partir de -100°C.

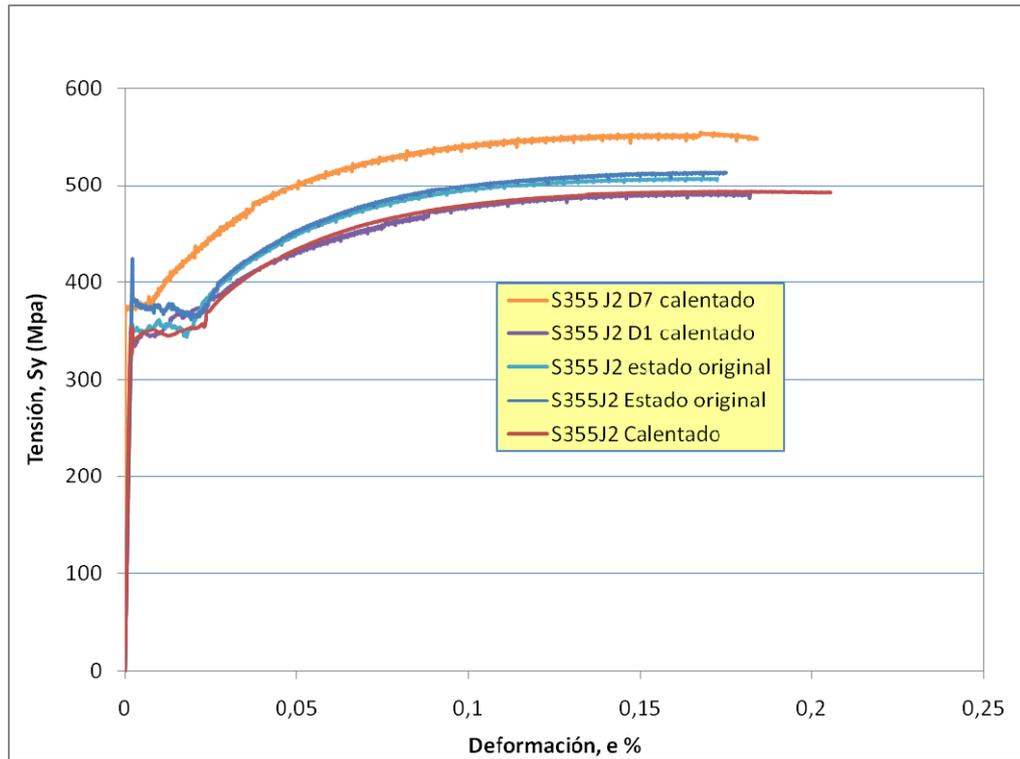


Figura 5.66 Gráficas ensayos de tracción del acero S355 J2

Tabla 5.43 Resumen de resultados de los ensayos de tracción del acero S355 J2

Ensayo		Límite elástico (Mpa)	Tensión de rotura (Mpa)	
Material complementario	D1	Estado original	351	513
		Calentado	345	491
	D7	Calentado	374	555
Material para caracterización	Estado original		377	513
	Calentado		342	492

La Figura 5.68 muestra todas las curvas obtenidas para el acero S355 J2, tanto en el material para la caracterización como en el material complementario; en dos de los tres casos calentados la respuesta del material no se ha resentido significativamente después de aplicarle el calentamiento mientras que en el tercer caso la respuesta se ve reducida de forma moderada.

Tal como se apreciaba en la Figura 5.25 y en la Figura 5.26 la curva charpy no experimenta cambios sustanciales debidos al proceso de calentamiento en el material de caracterización aunque se alcanzaban temperaturas similares al ensayo D7.

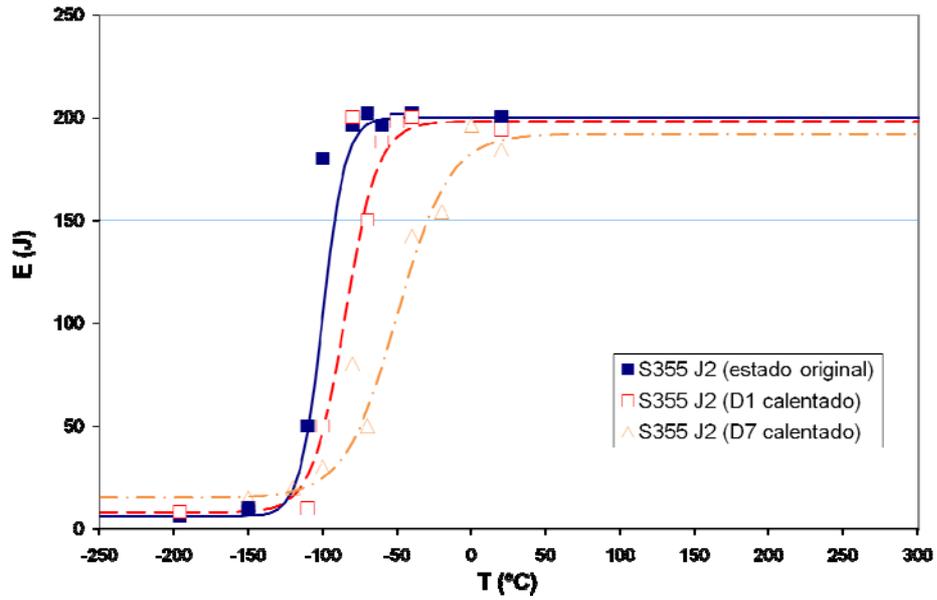


Figura 5.67 Curvas Charpy, energía vs. temperatura, obtenidas para los aceros de los ensayos D1 y D7

Tabla 5.44 Principales valores derivados de las curvas Charpy obtenidas

	Estado original	D1 Calentado	D7 Calentado
Energía UpperShelf (J)	200	198	192
Temp. transición (°C)	-100	-85	-50.0
Anchura región transición (°C)	15	22	35.0
$T_{27J}$	-115.3	-108.6	-96.2

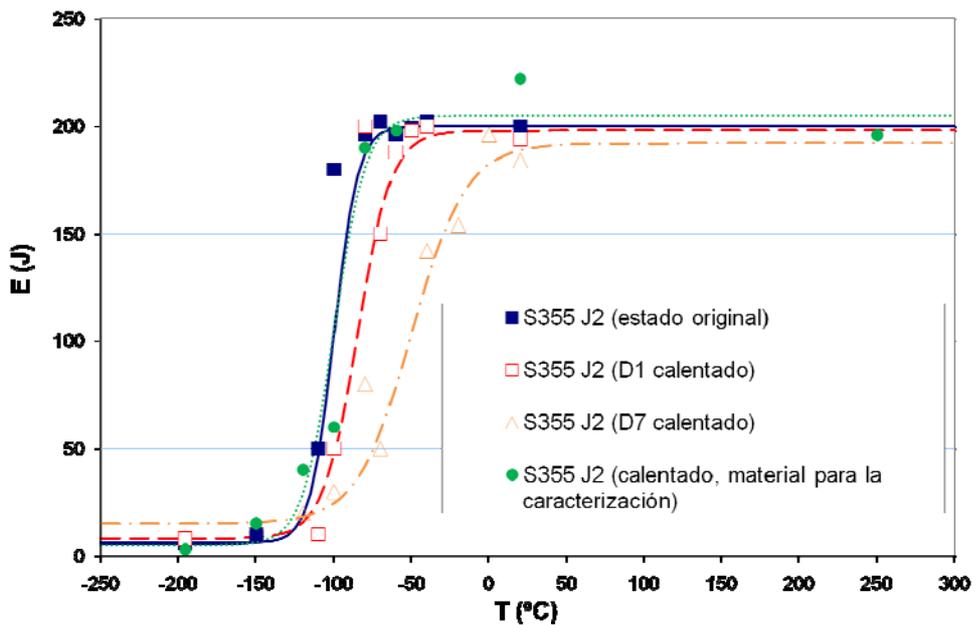


Figura 5.68 Resultados ensayos Charpys en ambos materiales para el acero S355 J2

5.2.3.3 Acero S460 M

Se han realizado dos ensayos con perfiles estructurales de geometría HEA300 fabricadas en acero S460 M. De ellos se seleccionó el ensayo D3 para realizar la caracterización de las propiedades del material.

Nuevamente las temperaturas fueron registradas a través de dos termopares, arrojando los resultados que se recogen en la Figura 5.69. Las temperaturas máximas alcanzadas, resumidas en la Tabla 5.45, fueron muy elevadas, superando ampliamente los 1000°C.

Tabla 5.45 Temperaturas máximas obtenidas el ensayo experimental D3

Ensayo	Temperatura Máxima °C	
D3	1039	1053

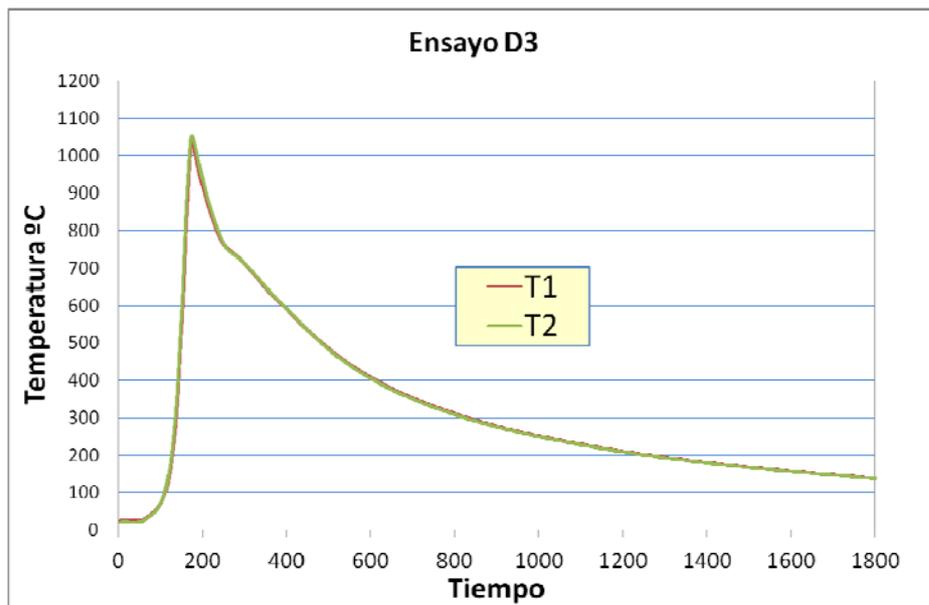


Figura 5.69 Gráfica tiempo vs. temperatura registradas durante el ensayo D3

Ensayos de tracción

El fuerte calentamiento sufrido por el acero durante el ensayo ha propiciado, como se muestra en la Figura 5.70, un sustancial aumento en el límite elástico.

La Tabla 5.46 recoge los principales valores obtenidos en las gráficas de tracción. Del análisis de estos y de las propias gráficas se pueden estipular las siguientes conclusiones:

- Tanto el límite elástico como la tensión de rotura del acero sin calentar están dentro de los valores exigidos por la norma.
- El límite elástico se ha visto claramente incrementado como efecto del fuerte calentamiento experimentado por el acero; el tramo plástico de la curva no experimenta esta mejoría tan marcada, quedando la tensión de rotura cerca del límite elástico (567 frente a 634 MPa); a su vez se puede establecer que la tensión de rotura es igual antes y después de calentar el acero (628 frente a 634 MPa).

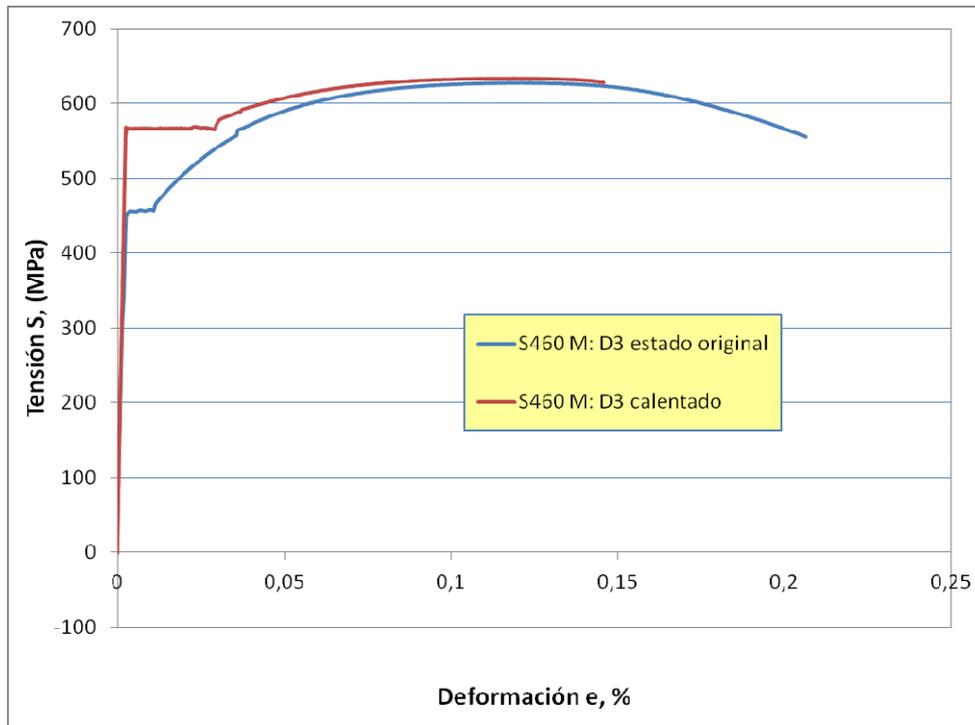


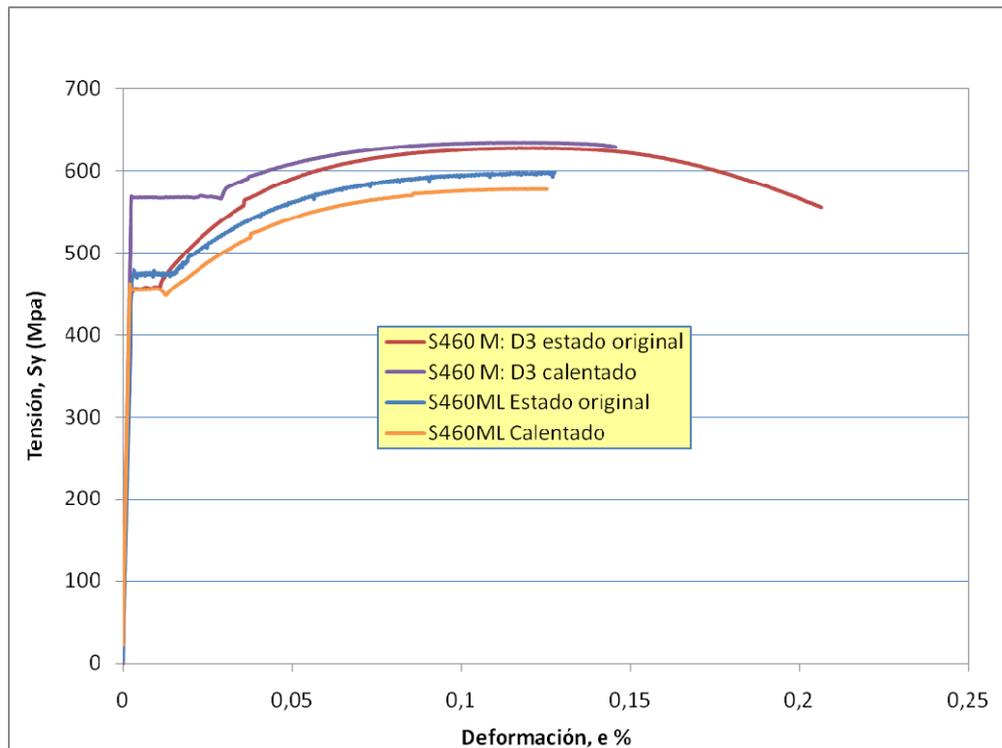
Figura 5.70 Resultados ensayos de tracción para D3

Tabla 5.46 Resumen de los valores obtenidos en los ensayos de tracción

Ensayo	Límite elástico (MPa)	Tensión de rotura (MPa)	Deformación bajo carga máxima (%)	
D7	Estado original	458	633	11,7
	Calentado	567	634	12,5

La Figura 5.71 y la Tabla 5.47 muestran los resultados comparativos del acero S460 M, material complementario, y el acero S460 ML, material para la caracterización:

- El acero S460 M muestra en general mejor respuesta en tracción que el S460 ML.
- Las propiedades del acero S460 ML se ven disminuidas al ser calentado, aunque de forma leve, mientras que el acero S460 M experimenta una fuerte mejoría.



**Figura 5.71** Resultados ensayos de tracción para los dos materiales, caracterización y complementario, del acero S460

**Tabla 5.47** Resumen de los valores obtenidos en los ensayos de tracción

Ensayo		Límite elástico (Mpa)	Tensión de rotura (Mpa)
S460 M	D7	Estado original	458
		Calentado	567
S460 ML		Estado original	471
		Calentado	455

Ensayos Charpy

Las diferencias que se observan en las curvas recogidas en la Figura 5.72 son de poca entidad. El acero experimenta una ligera mejoría después de haber sido calentado a temperaturas superiores a 1000 °C. La Tabla 5.48 presenta los parámetros de tenacidad al impacto del acero S460M tanto en estado de recepción como tras el calentamiento.

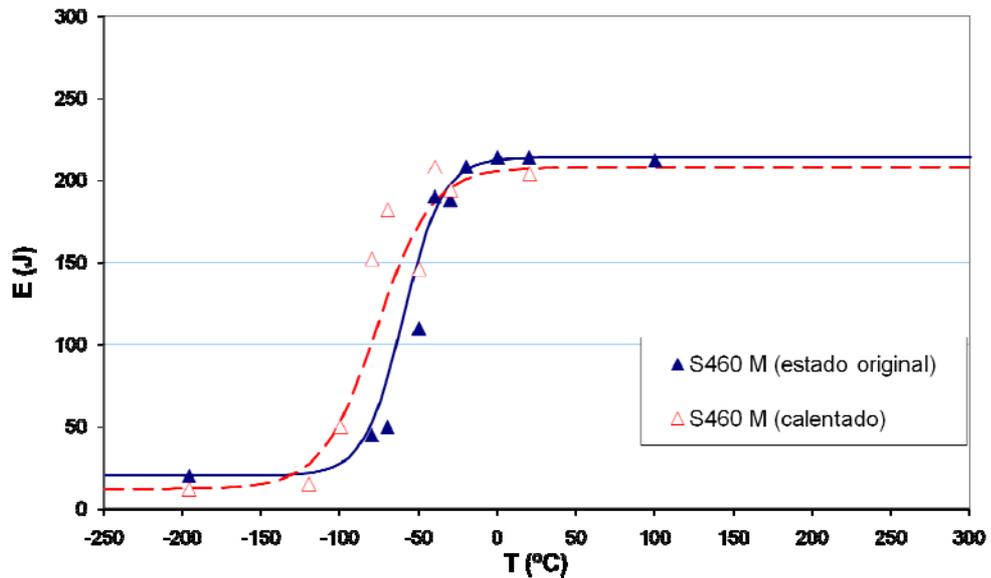


Figura 5.72 Curvas charpy, energía vs. temperatura, obtenidas para el acero del ensayo D3

Tabla 5.48 Principales valores derivados de las curvas Charpy obtenidas

	Estado original	D1 Calentado
Energía UpperShelf (J)	214	208
Temp. transición (°C)	-60.0	-77.0
Anchura región transición (°C)	25.0	35.0
$T_{27J}$	-102.1	-121.8

La Figura 5.73 muestra las gráficas Charpy de los aceros S460 ML y S460 M; en ellas se observa que:

- El comportamiento del acero S460 ML es mejor a bajas temperaturas que el acero S460 M.

- La zona de transición del acero S460 ML es notablemente mayor pero sus valores están por debajo de los del acero S460 M que tiene mejores propiedades a altas temperaturas.
- Una vez calentados el comportamiento de ambos es muy similar, siendo como norma general mejor que en su estado original

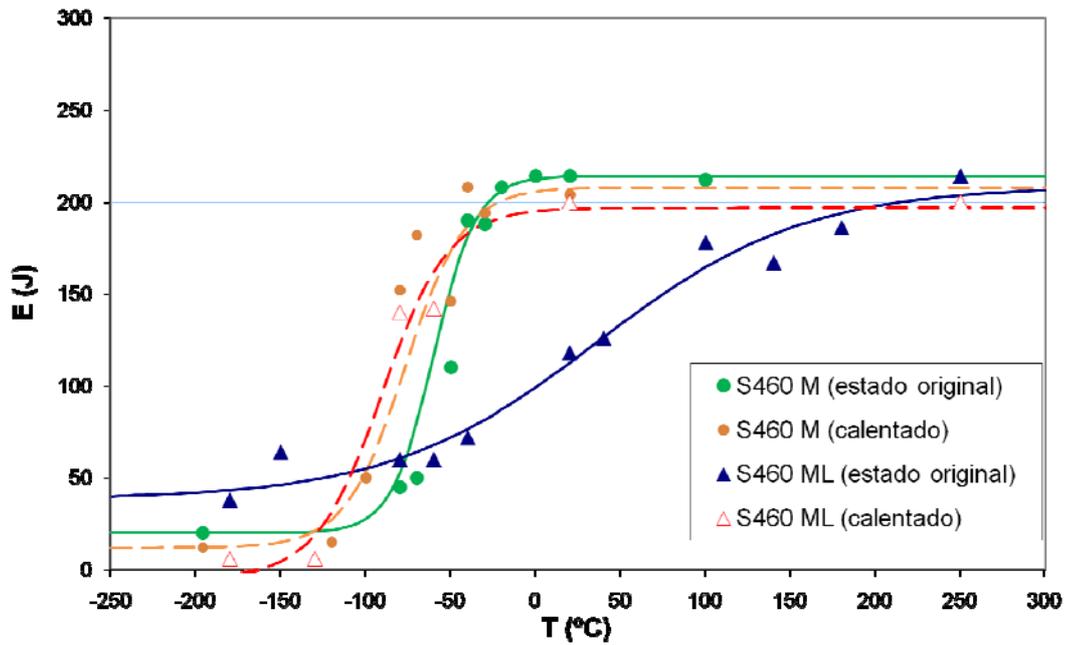


Figura 5.73 Curvas charpy, energía vs. temperatura, obtenidas para los aceros S460 ML, material para la caracterización, y S460 M, material complementario



## *Capítulo 6*      *Simulación del enderezado por llama mediante Elementos Finitos*

### *6.1*      *Introducción*

Como se ha señalado en repetidas ocasiones a lo largo del texto, una de las principales limitaciones del enderezado por llama procede del hecho de que, para alcanzar la configuración geométrica deseada, es casi siempre necesario acudir a un proceso de prueba y error. En el mejor de los casos, la pericia adquirida por el operario en ocasiones anteriores agiliza el proceso, aunque pocas veces es garantía de éxito.

En el contexto de la investigación que da lugar a esta tesis se ha analizado la posibilidad de emplear herramientas de simulación numérica por Elementos Finitos al objeto de predecir las modificaciones geométricas experimentadas por elementos estructurales de acero sometidos a un proceso de enderezado por llama. Partiendo del patrón de calentamiento aplicado sobre el componente, de las características de la llama utilizada y de la naturaleza del material (propiedades térmicas y mecánicas) debe ser posible determinar, no sólo los campos de deformaciones permanentes (y, a partir de ellos, la deformada final del elemento), sino también la distribución de tensiones residuales.

Para alcanzar este objetivo se ha desarrollado una metodología que consta de tres etapas:

- En primer lugar se han caracterizado las propiedades de la llama empleada, modelando la potencia calorífica suministrada al material en cada punto. Para esta

calibración se han desarrollado una serie de modelos térmicos por Elementos Finitos que han sido optimizados en un proceso de ingeniería inversa.

- En una segunda fase se ha modelado numéricamente el comportamiento termomecánico del material a fin de predecir las deformaciones inducidas por el tratamiento de enderezado por llama; los resultados han sido validados a partir de ensayos de laboratorio a pequeña escala.

Finalmente, se han realizado ensayos de enderezado sobre perfiles de grandes dimensiones, en condiciones similares a las de taller / obra; se ha desarrollado una metodología simplificada de análisis numérico para estos componentes de grandes dimensiones que ha sido validada experimentalmente.

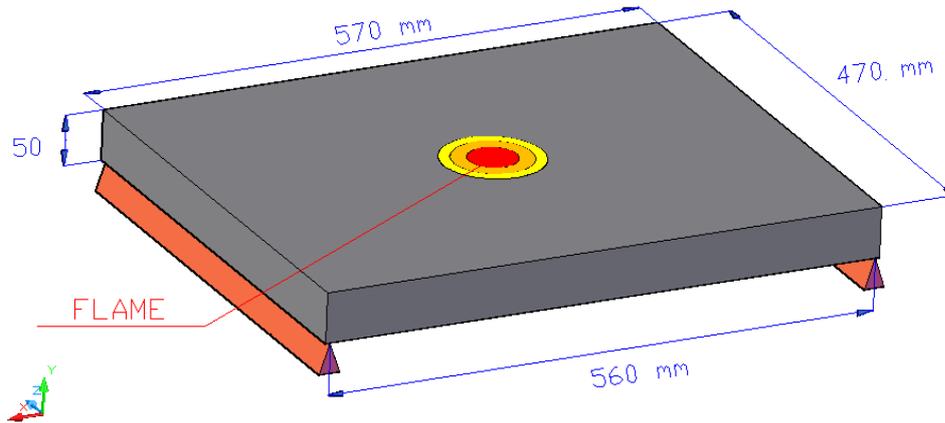
## **6.2** *Calibración de la llama*

En todos los procesos de enderezado llevados a cabo se ha empleado una llama de propano con una mezcla que consta de tres partes de oxígeno por una propano de propano. En estas condiciones, la presión de propano era de 1.2 bar y la de oxígeno de 6.0 bar.

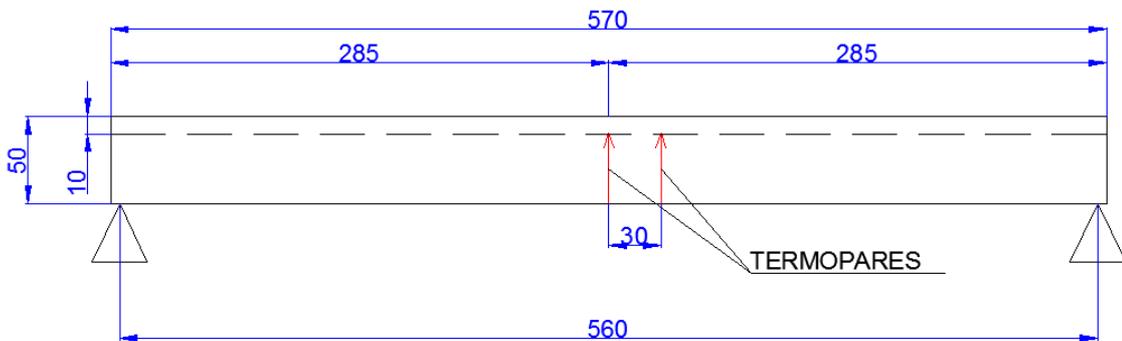
Para la calibración de la llama se han empleado ensayos de laboratorio a pequeña escala (sobre chapas de dimensiones reducidas) junto con simulaciones por Elementos Finitos. Los modelos numéricos desarrollados son de naturaleza puramente térmica; por ello se han empleado elementos SOLID70, siendo estos elementos sólidos térmicos tridimensionales constituidos por 8 nodos, con la temperatura como único grado de libertad. El propósito es el de definir un modelo de llama que reproduzca en las simulaciones numéricas los resultados experimentales obtenidos en el laboratorio. Esta llama así calibrada será la que posteriormente sea empleada en todas las simulaciones posteriores (sobre chapas y elementos estructurales de grandes dimensiones).

Estos ensayos a pequeña escala consisten en aplicar una llama estática (es decir, que no se desplaza respecto del elemento de acero tratado) sobre una chapa de acero S355 J2 de 570x470x50 mm<sup>3</sup>. El ensayo consiste en la aplicación de la llama en el centro de la placa, como se observa en la Figura 6.1, durante 85 segundos para después eliminar la

llama y dejar enfriar el componente al aire. Durante el ensayo se registraron las temperaturas en el material en función del tiempo a partir de dos termopares alojados en perforaciones practicadas en la superficie inferior de la chapa hasta una profundidad de 40 mm (es decir, los termopares registraban la temperatura a una profundidad de 10 mm desde la superficie superior). Los taladros fueron practicados en el centro de la placa y a 30 mm del mismo, véase la Figura 6.2.



**Figura 6.1** *Esquema de aplicación de la llama en la chapa I*



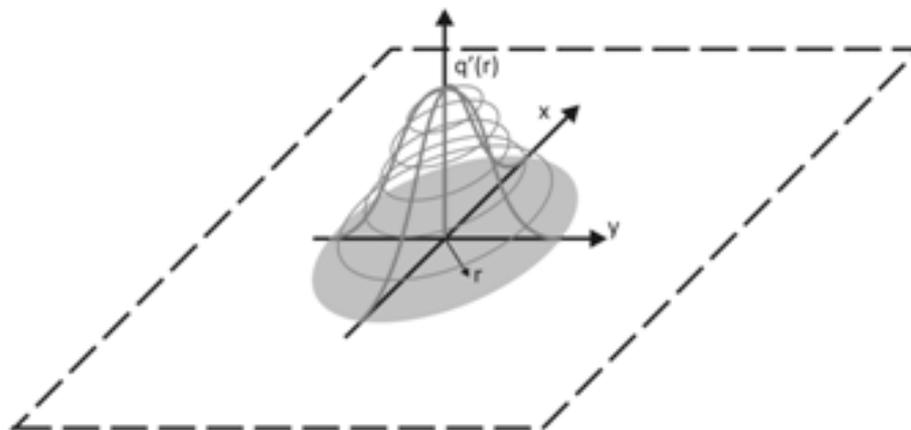
**Figura 6.2** *Esquema de la colocación de los termopares en la chapa I*

De acuerdo con Rykalin [53], la potencia calorífica unitaria (energía por unidad de tiempo y superficie) suministrada por una llama de esta naturaleza puede describirse por medio de una expresión gaussiana de la forma (6.1):

$$q(r) = q_0 e^{-kr^2} \tag{6.1}$$

En la expresión anterior  $\hat{q}$  representa la máxima potencia calorífica (la que recibe el punto central de la superficie superior de la placa) mientras que  $k$  representa un parámetro que define la atenuación de la llama con la distancia. Puede demostrarse que  $k$  se relaciona con la distancia  $r_{0.05}$  siguiendo la fórmula (6.2). El parámetro  $r_{0.05}$  representa la distancia respecto del eje de simetría de la llama ( $r=0$ ) para la cual la potencia calorífica se ha atenuado en un 95% (es decir, en esta posición la potencia suministrada es del 5% de la máxima potencia)

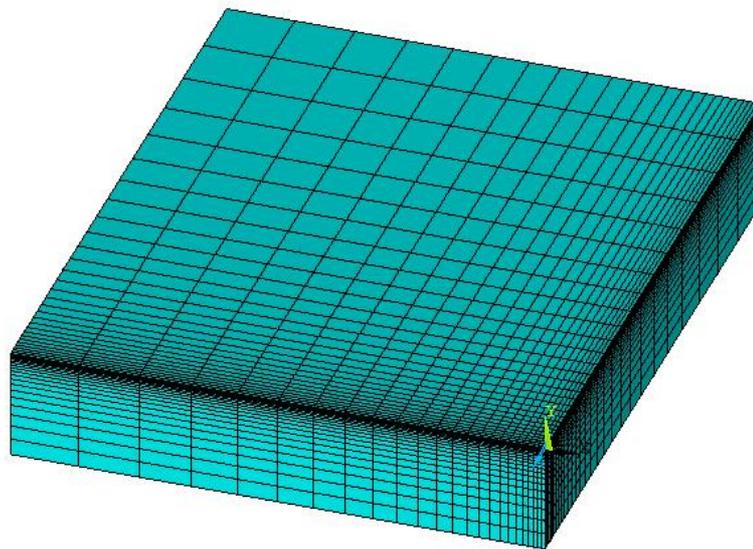
$$k = \frac{3}{r_{0.05}^2} \tag{6.2}$$



**Figura 6.3** *Modelado 3D del aporte de calor*

En su trabajo [53] Rykailn propone para una llama de propano los valores de  $r_{0.05} = 41,1 \text{ mm}$  y  $\hat{q} = 5,21 \frac{\text{J}}{\text{s} \cdot \text{mm}^2}$  para los parámetros típicos que rigen el aporte de calor de este de llamas; tomando estos valores teóricos como punto de partida se lanzaron una serie de cálculos por Elementos Finitos modificando sucesivamente los

valores de los dos parámetros libres,  $\tilde{q}$  y  $k$ , del modelo de llama definido por la ecuación gaussiana (6.1). Debido a la simetría central existente se optó por realizar los cálculos en un cuarto de chapa, optimizando así el tiempo y los recursos computacionales, resultando un número total de elementos del mallado que asciende a 13.920; como puede apreciarse en la Figura 6.4, la densidad del mallado se intensifica en las proximidades de la superficie superior de la placa, a fin de reproducir con mayor precisión los acusados gradientes de temperatura que tiene lugar en esta zona. La Figura 6.5 muestra una representación de la distribución de temperaturas obtenidas mediante la simulación numérica.

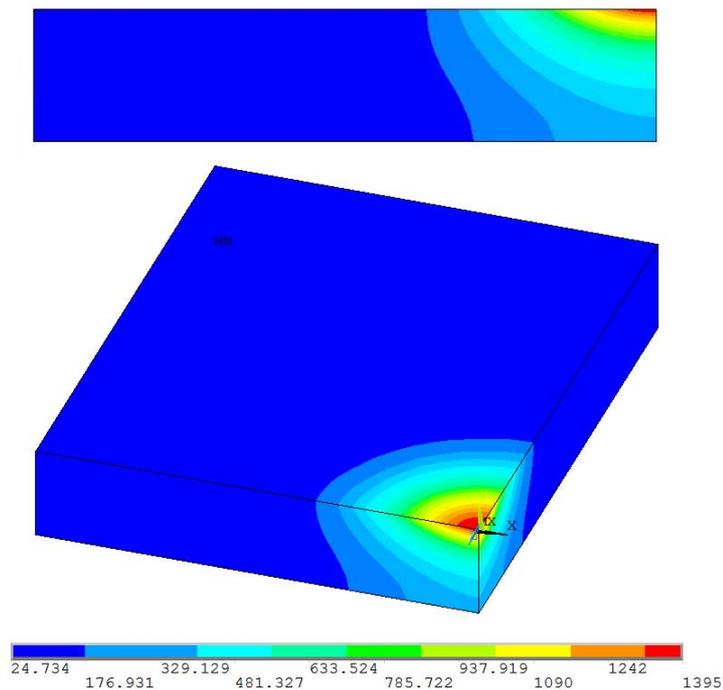


**Figura 6.4** *Mallado de la chapa simulada mediante elementos finitos*

El proceso de optimización desarrollado se basa en el siguiente algoritmo:

- En primer lugar, se dispone como referencia de las dos curvas temperatura-tiempo proporcionadas por los termopares. Estas curvas se representan en la Figura 6.6.
- Para cada una de las combinaciones de los parámetros libres  $\tilde{q}$  y  $k$  se han obtenido numéricamente las curvas temperatura-tiempo en las posiciones de los dos termopares, como muestra la Figura 6.7, en los primeros 85 segundos que corresponden a la fase de calentamiento.
- A partir de la zona de enfriamiento se ha calibrado el coeficiente de convección al aire, dato que toma relevancia en la aparición de tensiones residuales en el acero.

- Se ha obtenido el error cuadrático total para cada una de las curvas con respecto a la obtenida experimentalmente (es decir, se han sumado los cuadrados de las diferencias entre cada curva experimental y la correspondiente numérica). El error total correspondiente a la combinación  $(\bar{q}, k)$  analizada se define como la suma de los errores de cada curva para ambos termopares. Se expresan estas curvas en la Figura 6.8
- Los parámetros optimizados seleccionados se corresponden con aquella combinación que presenta un error cuadrático total mínimo. La
- Los errores totales se presentan en la Figura 6.8 y en la Tabla 6.1.



**Figura 6.5** *Temperatura obtenida en la chapa mediante la simulación por elementos finitos. Datos en grados °C*

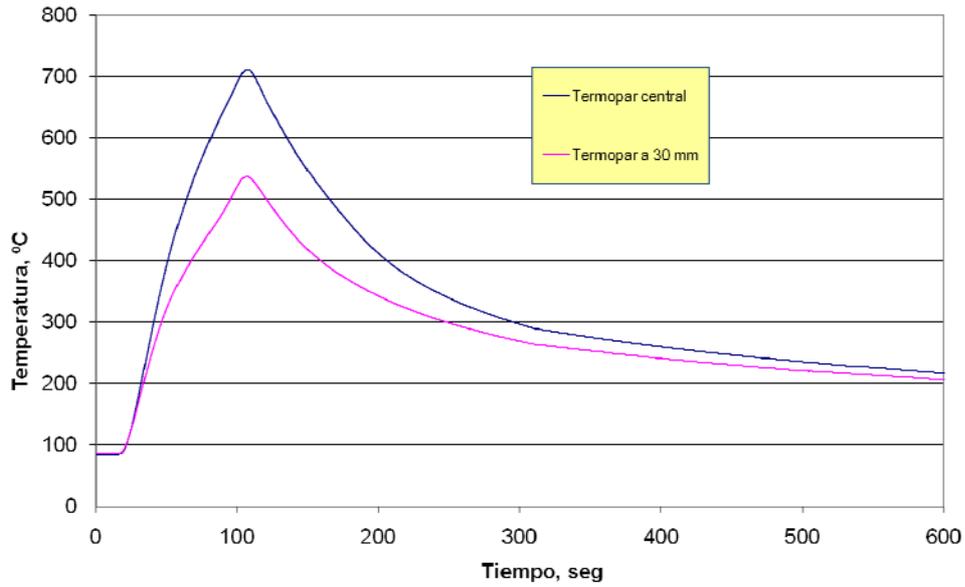


Figura 6.6 Curvas temperatura-tiempo obtenidas experimentalmente a partir de los termopares

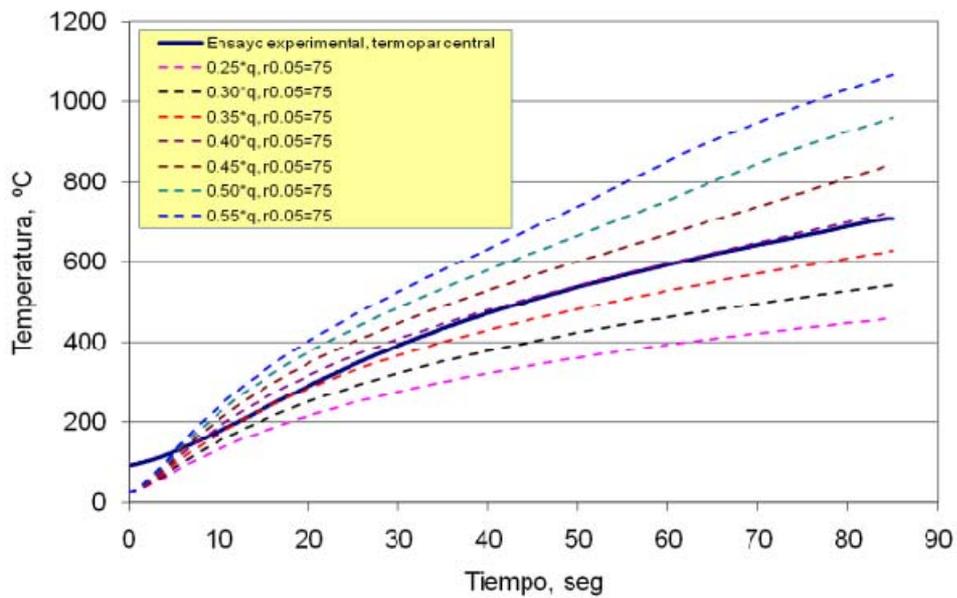


Figura 6.7 Gráfica temperatura-tiempo obtenidas mediante elementos finitos para los termopares central y a 30 mm. Se incluye la curva obtenida en el ensayo experimental

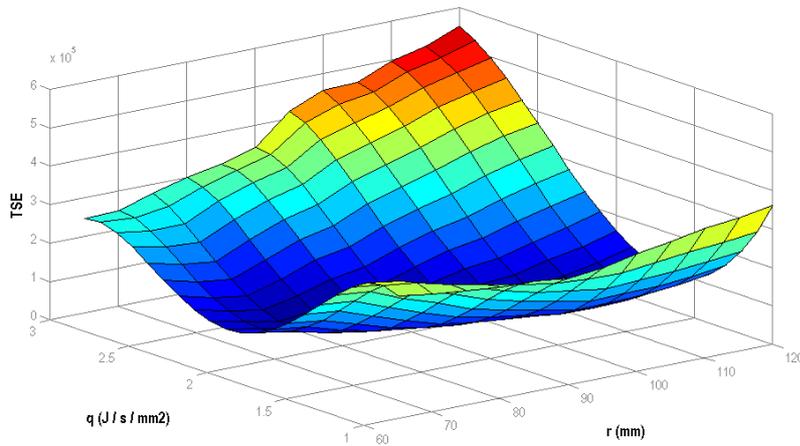


Figura 6.8 Error total cuadrado (TSE) para los valores de los parámetros  $q$  y  $r_{0.05}$

Tabla 6.1 Error total obtenido como la suma de los errores de cada termopar con respecto a la curva experimental

		Radio nominal ( $r_{0.05}$ )							
		75	80	85	90	95	100	105	110
Intensidad central ( $\times q$ )	[0,20]	-	294215	279504	265848	266379	-	-	-
	[0,25]	244483	212111	194309	177871	163051	149408	-	-
	[0,30]	168956	147898	115643	98628	83493	70115	58471	54756
	[0,35]	87571	66324	36976	31504	28056	36036	44164	64191
	[0,40]	31613	30155	66069	76267	101766	125964	136797	160329
	[0,45]	75068	97461	137511	163320	185737	218654	-	-
	[0,50]	157550	199429	224617	243861	273034	301438	-	-
	[0,55]	237362	273063	313636	-	-	-	-	-

Aplicando este procedimiento se ha alcanzado el siguiente resultado para los parámetros del modelo:  $r_{0.05} = 95\text{mm}$  y  $\tilde{q} = 1,82 \frac{J}{s \cdot \text{mm}^2}$ . La Figura 6.9 muestra el mínimo del error obtenido para los parámetros estudiados. El parámetro  $\tilde{q}$  obtenido es un 65% inferior al valor de Rykalin mientras que  $r_{0.05}$  es un 131 % superior. La Figura 6.10 permite apreciar una comparación entre el perfil de llama de Rykalin y el que se ha obtenido en este trabajo a partir de la metodología descrita anteriormente. Por otro lado, en la Figura 6.11 se ofrece una comparativa entre los resultados obtenidos por el termopar central y el termopar a 30 mm tanto en el ensayo experimental como en las simulaciones desarrolladas para los parámetros seleccionados.

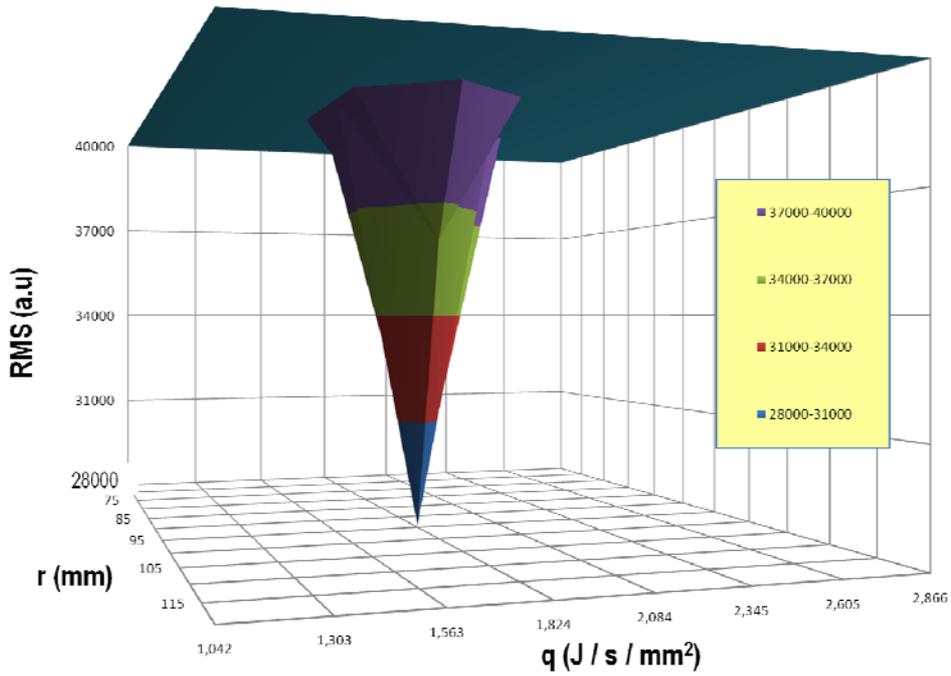


Figura 6.9 Parámetros que cumplen el error mínimo obtenido

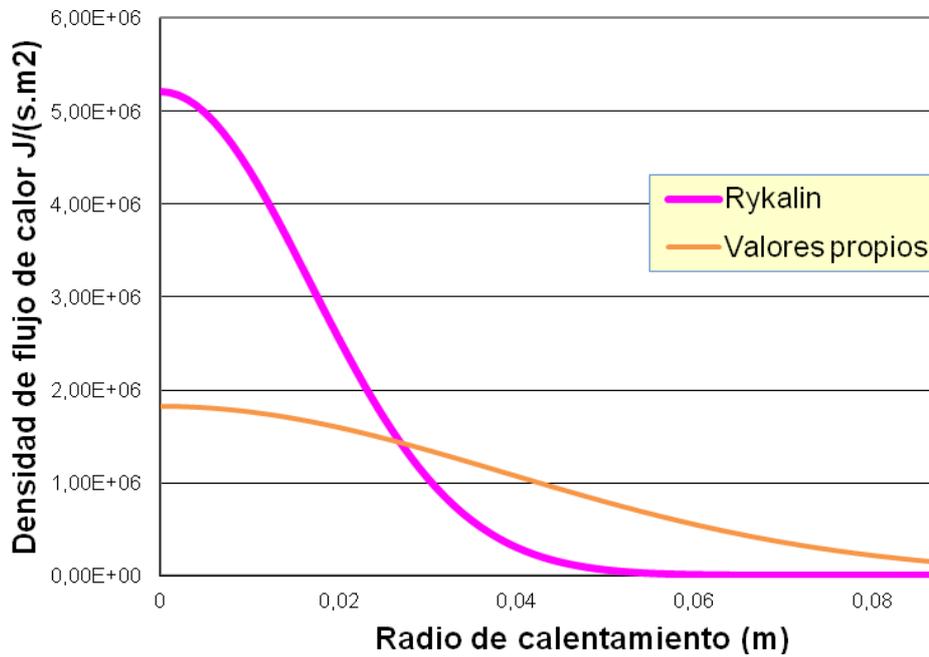


Figura 6.10 Curva Gaussiana de aporte de calor en 2D con los valores de Rykalin y los valores propios

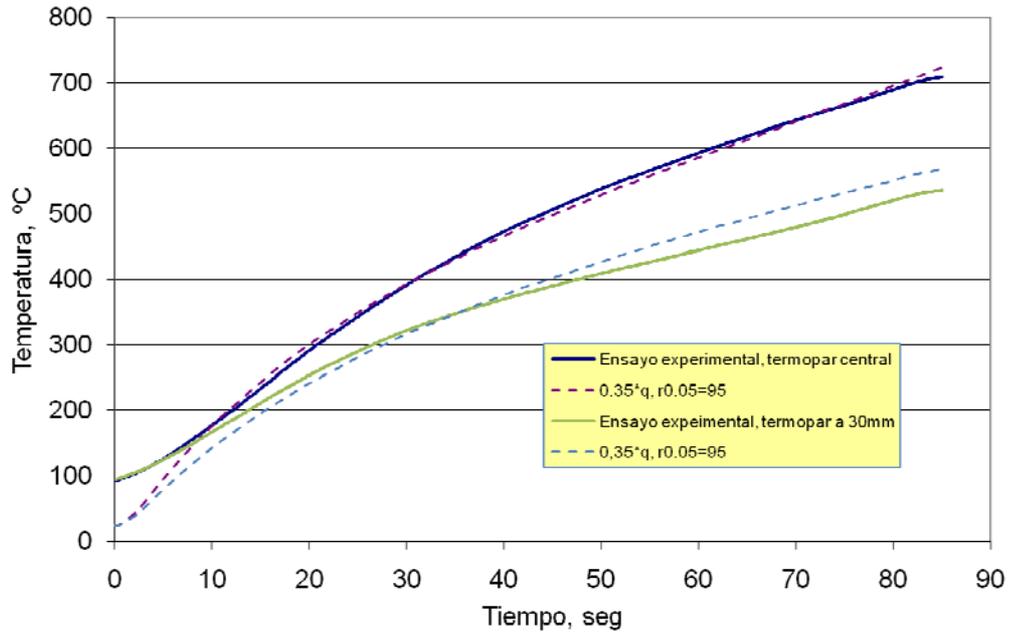
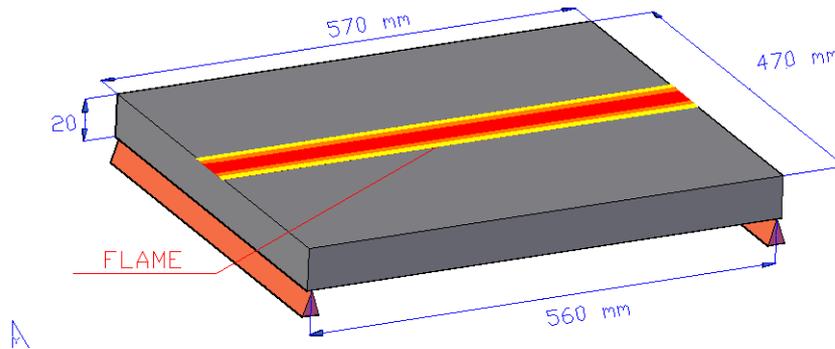


Figura 6.11 Comparación entre las curvas experimentales y las obtenidas mediante elementos finitos para los parámetros seleccionados

### 6.3 Simulación del enderezado por llama en una chapa de dimensiones reducidas

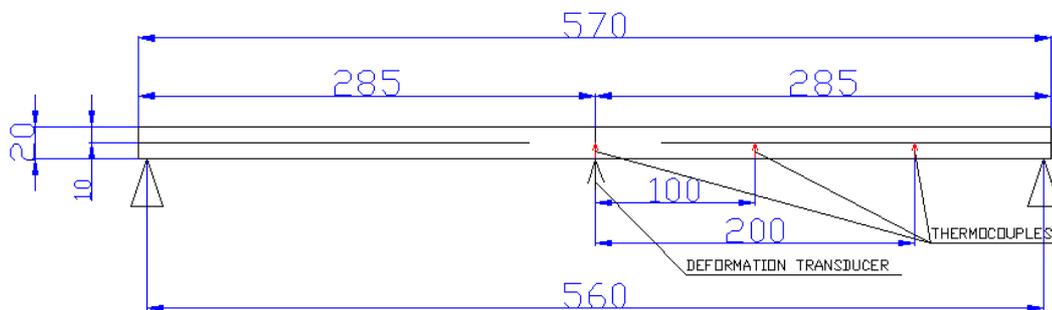
Una vez calibrada la llama de propano, se ha emprendido una segunda etapa en el proceso de validación de la técnica de los Elementos Finitos que se describe en este capítulo. En este caso se ha sometido a una chapa de acero S355JR de dimensiones  $570 \times 470 \times 20 \text{ mm}^3$  a un calentamiento por medio de una llama dinámica avanzando a lo largo del eje mayor de la placa con un movimiento senoidal (Figura 6.12). Se trata pues de un proceso más realista, similar a un tratamiento real de enderezado por llama. Esto dificulta la resolución del problema por varios motivos: en primer lugar es preciso caracterizar en el ensayo de laboratorio la trayectoria seguida por la llama sobre la placa. En este caso se ha determinado la velocidad lineal de avance de la llama (3 mm/s) y el número de ondas aplicado por el operario (10 ondas). En segundo lugar, esta información debe ser trasladada al programa de cálculo por Elementos Finitos. Por otra parte, dado que se pretende en este caso validar la capacidad de los Elementos Finitos para determinar las deformaciones inducidas por el tratamiento mediante llama, se debe

instrumentar la placa para tal fin y, además, se requiere de un modelo numérico termo-mecánico acoplado para la obtención del campo de movimientos de la placa.



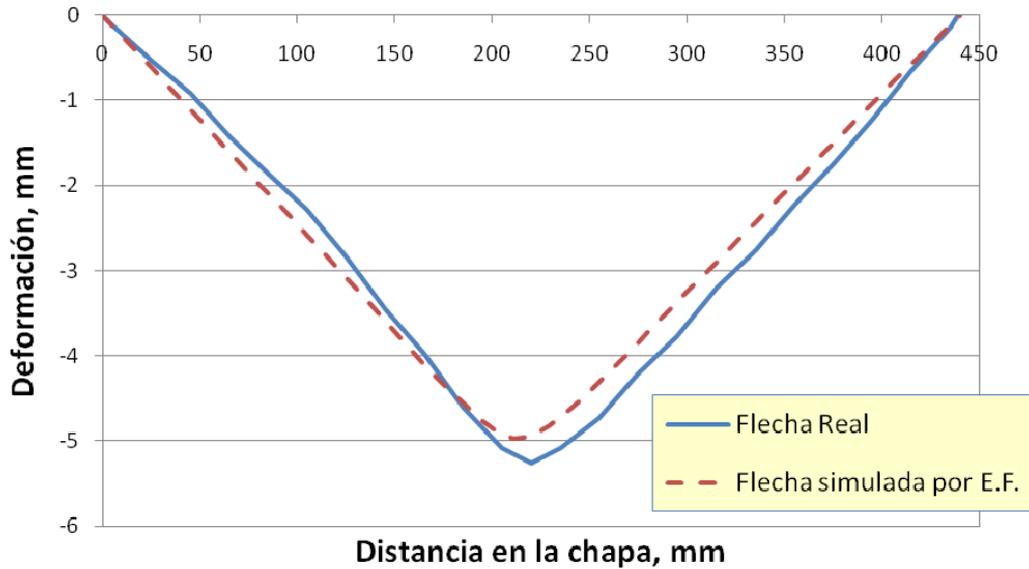
**Figura 6.12** Esquema de la aplicación de la llama sobre la chapa

En esta chapa se practicaron 3 perforaciones de 10 mm de profundidad en el eje de la chapa: en el centro, a 100 y a 200 mm. También se empleó un comparador para medir los movimientos verticales en el centro de la chapa (Figura 6.13).



**Figura 6.13** Esquema de la colocación de termopares en chapa

El objetivo de este ensayo era comparar las flechas obtenidas en laboratorio con los datos arrojados por los Elementos Finitos. Las flechas finales se obtuvieron sobre la chapa deformada una vez finalizado el ensayo utilizando una máquina de medición por coordenadas 3D. Esta comparación se muestra en la Figura 6.14. Como puede apreciarse, existe una notable similitud entre el perfil obtenido numéricamente y el perfil obtenido experimentalmente; así las diferencias entre las flechas máximas son de aproximadamente 1 mm.



**Figura 6.14** Perfil transversal de deformaciones en la chapa

#### 6.4 Simulación del enderezado por llama en perfiles de grandes dimensiones

El objetivo final de esta parte del trabajo consiste en reproducir mediante Elementos Finitos el comportamiento real de un perfil estructural sometido a un tratamiento de enderezado por llama. Para este propósito se han tratado en condiciones reales de taller tres perfiles estructurales (HEA e IPE). Los ensayos fueron llevados a cabo en las instalaciones de la empresa DEGIMA (Cantabria) y en RWTH (Aachen).

Para la realización de estos ensayos se aplicaron distintos patrones de calentamiento sobre zonas de las alas y el alma de los perfiles que fueron además convenientemente instrumentados con un total de 2 termopares y un comparador vertical a fin de tener monitorizadas las variables de temperatura y desplazamientos durante el desarrollo de los mismos. Los dos termopares fueron insertados a 2 mm de la superficie mediante taladros practicados en el alma en las zonas sobre las que se iban a practicar calentamientos, mientras que el comparador vertical se dispuso en el centro luz de la viga, tal y como se muestra en la Figura 6.15.

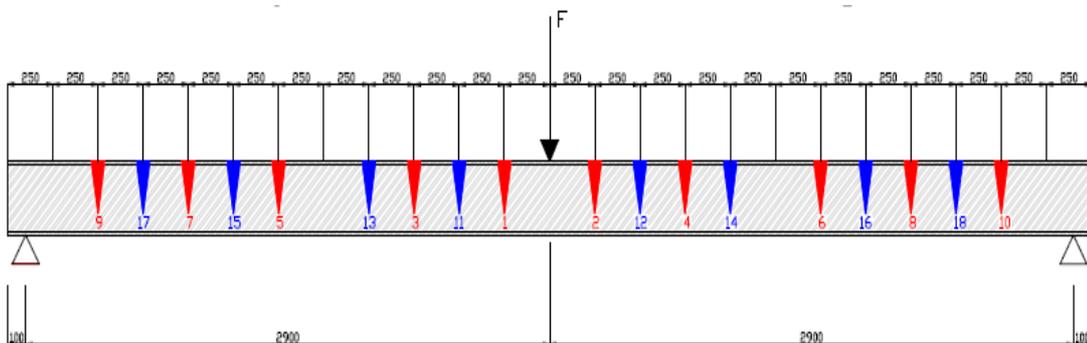


**Figura 6.15** Esquema de colocación de la instrumentación en los ensayos de perfiles de grandes dimensiones. a) Termopares b) Comparador vertical

A continuación se describen brevemente los ensayos seleccionados:

### **Ensayo D1**

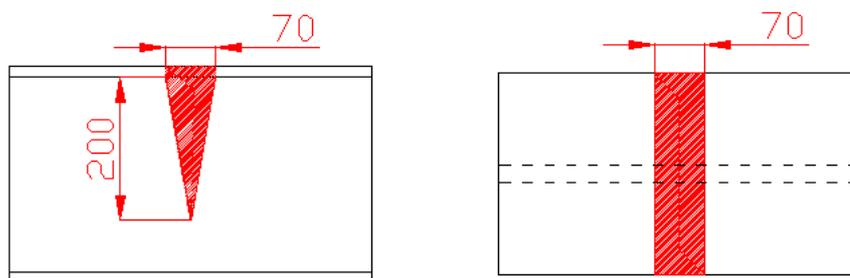
Este primer ensayo, que se describe esquemáticamente en la Figura 6.16, se ha llevado a cabo sobre un perfil HEA 300 de 6 metros de longitud fabricado en acero S355 J2. Como se indica en la figura, dieciocho secciones de la viga fueron sometidas a calentamiento. En cada sección de la viga se aplicó un patrón de calor tipo V en el alma y una banda lineal transversal al eje de la viga en el ala superior. En la Figura 6.17 se detallan las dimensiones de los patrones aplicados.



**Figura 6.16** Configuración del ensayo D1 llevado a cabo sobre un perfil HEA 300 fabricado en material S355 J2

El proceso de enderezado se ha desarrollado en dos etapas: en la primera etapa se han calentado las secciones 1-10 (señalado en rojo en la figura) mientras que en una segunda fase se calentaron las secciones restantes, 11-18 (representado en azul en la figura). Además, durante la primera etapa se aplicó mediante un gato hidráulico una carga adicional en centro-luz de 70 kN, ausente durante la segunda etapa. La Figura 6.18 muestra una imagen general del ensayo.

Los datos obtenidos de temperaturas y de deformaciones durante el ensayo se muestran en las Figura 6.19, Figura 6.20 y Figura 6.21.



**Figura 6.17** Patrón de calentamiento aplicado



**Figura 6.18** Imagen del ensayo D1 llevado a cabo en las instalaciones de DEGIMA

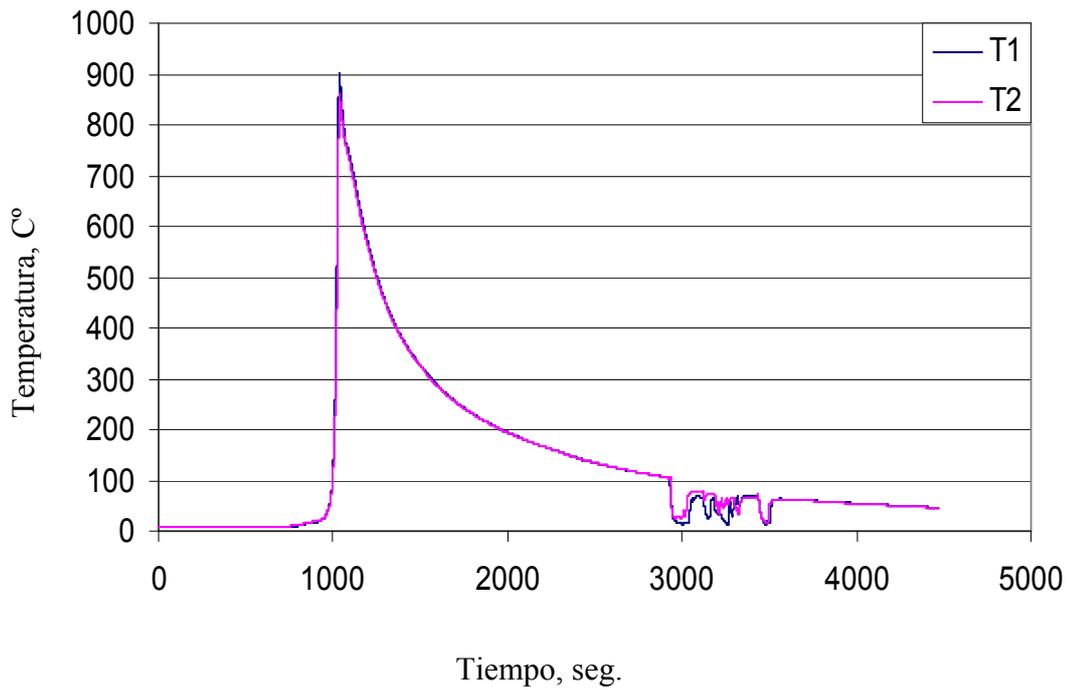


Figura 6.19 Temperatura a lo largo del tiempo de duración de la primera etapa del test

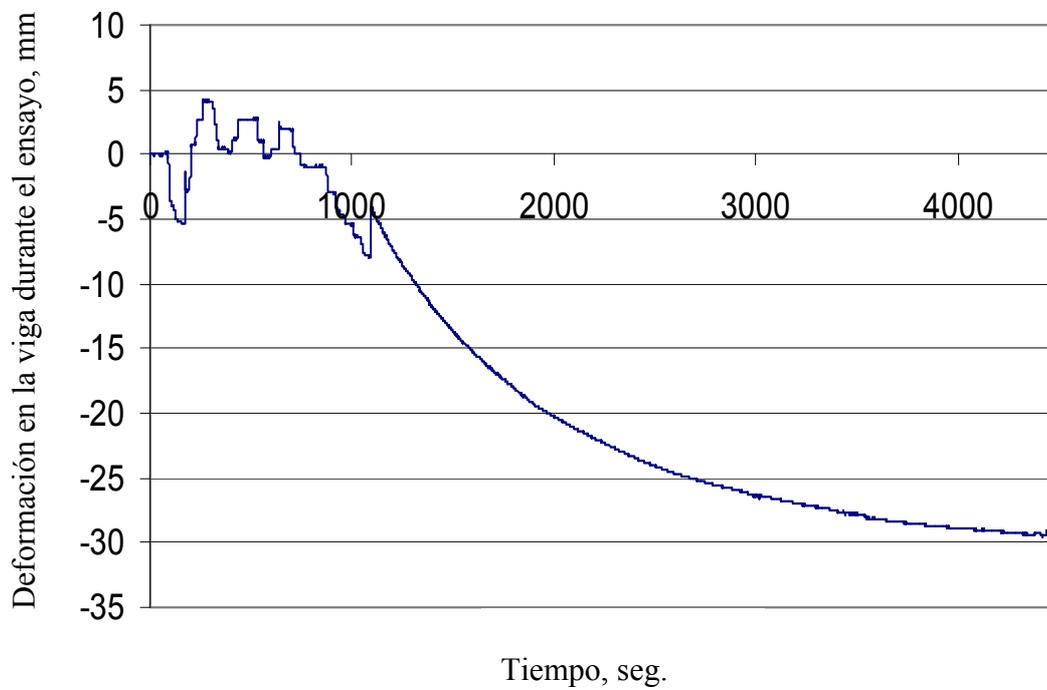
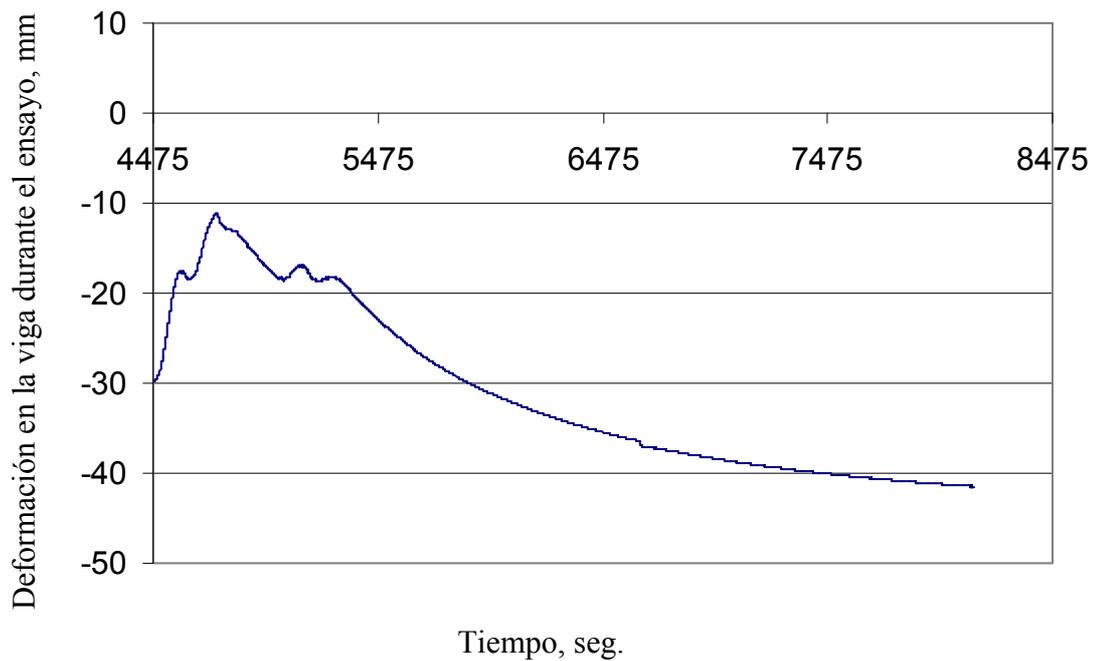


Figura 6.20 Deformación en el punto de control durante la etapa I del ensayo



**Figura 6.21** Deformación acumulada en la etapa 2 del ensayo

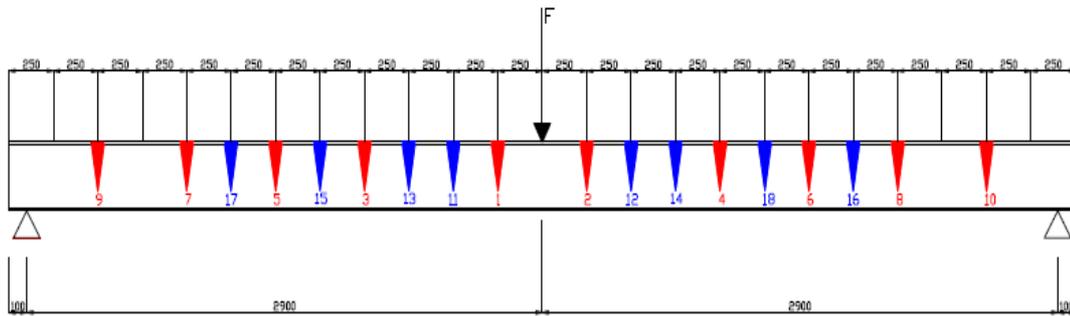
El pico de temperatura mostrado en la Figura 6.19 corresponde con el paso de la llama por encima de la zona donde se ubicaban los termopares y se aprecia las elevadas temperaturas alcanzadas, de aproximadamente 900 °C (903 °C en T2 y 863 °C en T1). En cuanto a la flecha conseguida en cada etapa del calentamiento se aprecia como en la primera etapa tenemos una flecha de casi 30 mm. En esta etapa la viga, tras un primer descanso debido a la acción de la carga (70 KN), recupera esta deformación debido a la expansión térmica del acero y posteriormente, tras enfriarse este, comienza un descenso en la flecha progresivo hasta el valor final. En la segunda etapa se puede observar una elevación de la flecha de casi 20 mm durante la fase de calentamiento y expansión del acero para acabar cediendo una flecha de unos 12 mm en la fase de enfriamiento debido a la acción del peso propio. En total se ha conseguido una flecha final de 41.5 mm al final del test.

### **Ensayo D3**

El segundo ensayo (Figura 6.22) se ha llevado a cabo sobre un perfil HEA 300 de 6 m de longitud fabricado en acero S460 M, calentando 18 secciones de la viga. En cada

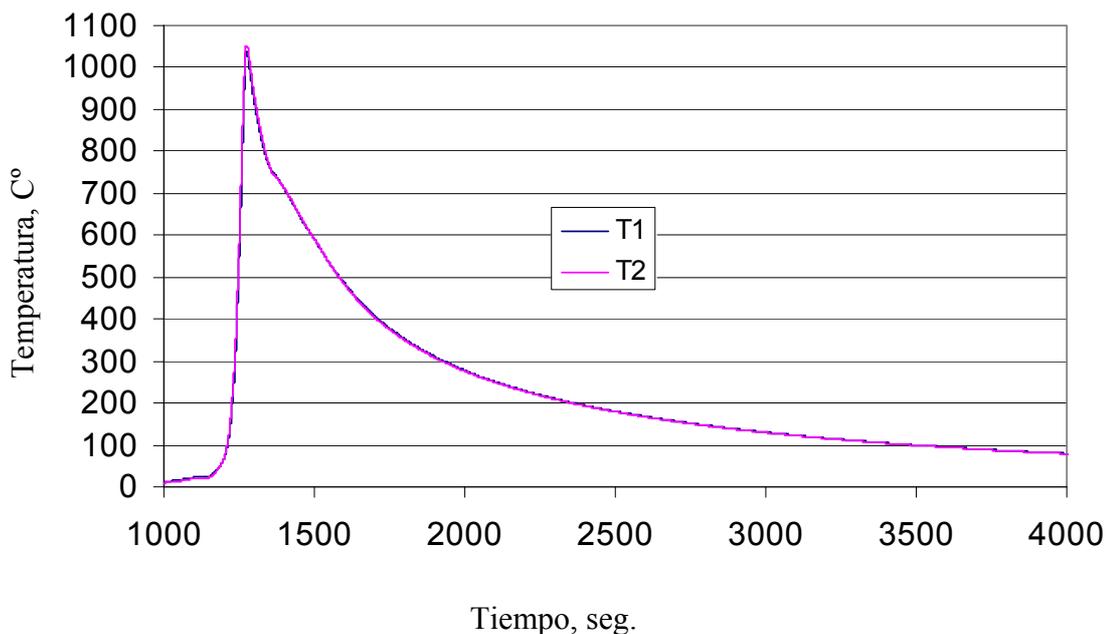
sección de la viga se aplicó un patrón de calor tipo V en el alma y una banda lineal transversal al eje de la viga en el ala superior, al igual que en el ensayo D1, ver Figura 6.17.

El ensayo se ha llevado a cabo en dos etapas secuenciales; en la primera etapa se ha aplicado una fuerza exterior en el centro luz de 40 kN y se ha aplicado calor en 10 secciones (señalado en rojo en la Figura 6.22) mientras que en la segunda etapa se calentaron 8 secciones y no se aplicó carga exterior.

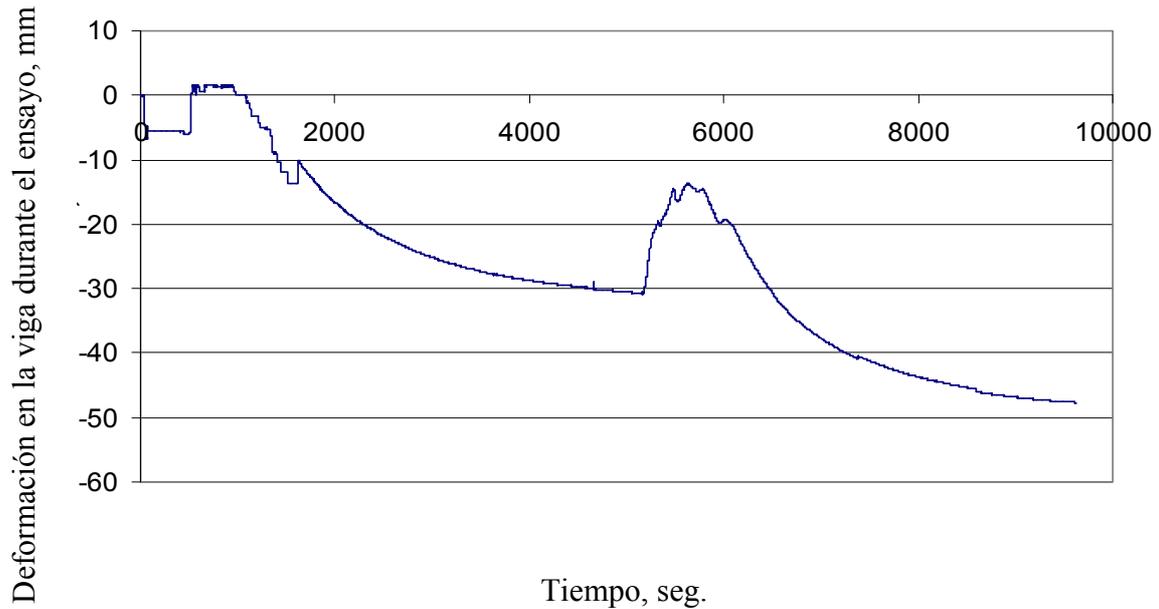


**Figura 6.22** HEA 300 S460, configuración del ensayo D3

Los datos obtenidos de temperaturas y de deformaciones durante el ensayo se muestran en la Figura 6.23 y en la Figura 6.24.



**Figura 6.23** Temperatura a lo largo del tiempo durante la primera etapa del test



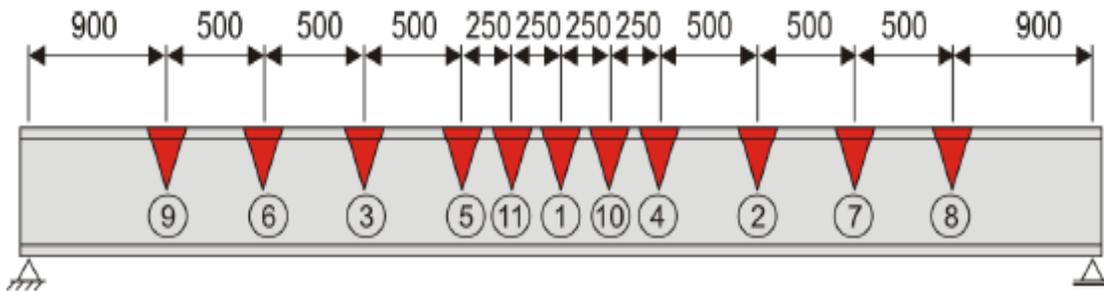
**Figura 6.24** Deformación en viga ensayada durante la etapa 1 y 2

Las temperaturas máximas se obtienen en el momento en el que la llama pasa por encima de los termopares, tal como se muestra en la Figura 6.23; las temperaturas alcanzas llegan a valores de aproximadamente 1000 °C (1052 °C en T1 y 1039 °C en T2). La flecha remanente obtenida en la primera etapa alcanzaba los 31 mm. La viga casi no sufre levantamiento por la acción del calor debido a la acción de la carga exterior (40 KN). Durante la segunda etapa se produce una recuperación de casi 20 mm durante la fase de calentamiento debido a la expansión térmica del acero para finalmente acabar con una flecha de 17 mm en esta segunda etapa. La flecha final obtenida es de 48 mm al finalizar las dos etapas de calentamiento/enfriamiento. Si comparamos esta flecha con la obtenida en el test D1 de condiciones similares vemos que, aun siendo un material de mejores propiedades mecánicas, obtenemos una flecha mayor incluso habiéndole aplicado una fuerza menor. Se aplicaron más zonas de calentamiento a este test y por lo tanto el factor del calor aplicado es más determinante que el tipo de acero o la carga exterior aplicada.

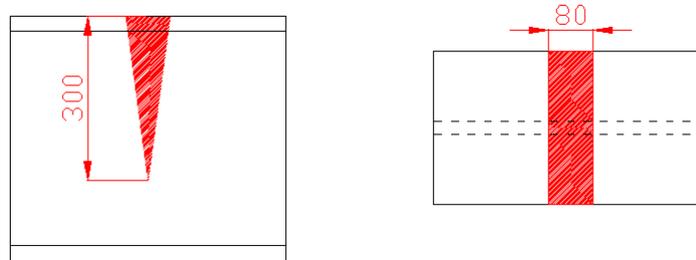
### **Ensayo D13**

El tercer perfil ensayado fue un IPE 450 fabricado en acero S235 J0 (Figura 6.25). En este tercer ensayo se calentaron once secciones de la viga aplicando patrones tipo V en el alma y una banda lineal transversal al eje de la viga en el ala superior.

La configuración del ensayo consta de tres etapas con diferentes zonas calentadas y cargas aplicadas: en la primera etapa se han calentado las secciones 1-3, una segunda fase en la que se calientan las secciones de la 4 a la 7 y una tercera fase para el resto de secciones, de la 8 a la 10. Además, durante la primera etapa no se aplicó carga adicional, mientras que en la segunda se aplicó una carga en centro-luz de 75 kN y en la tercera 67 kN.



**Figura 6.25** *IPE 450 S235, configuración del ensayo D13*



**Figura 6.26** *Figura 12. Patrón de calentamiento.*

Los datos que se midieron durante los ensayos fueron la temperatura en el ala y el alma en las zonas calentadas y la evolución de la flecha en el tiempo del ensayo en el centro luz de las vigas. Para ello en este caso se colocaron cuatro termopares a distintas profundidades embebidos en el acero, tal como se muestra en la 0, capaces de medir la temperatura en tiempo real durante el ensayo. Se colocaron también comparadores verticales para determinar la flecha final obtenida en la viga.

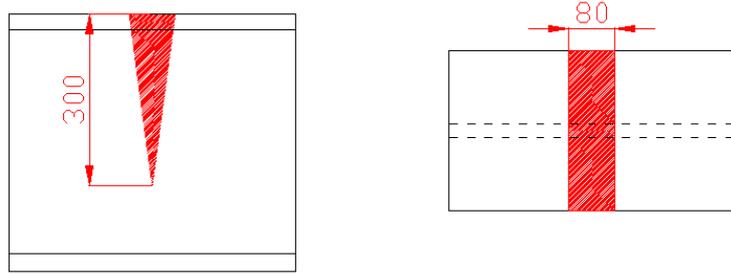


Figura 6.27 Patrón de calentamiento

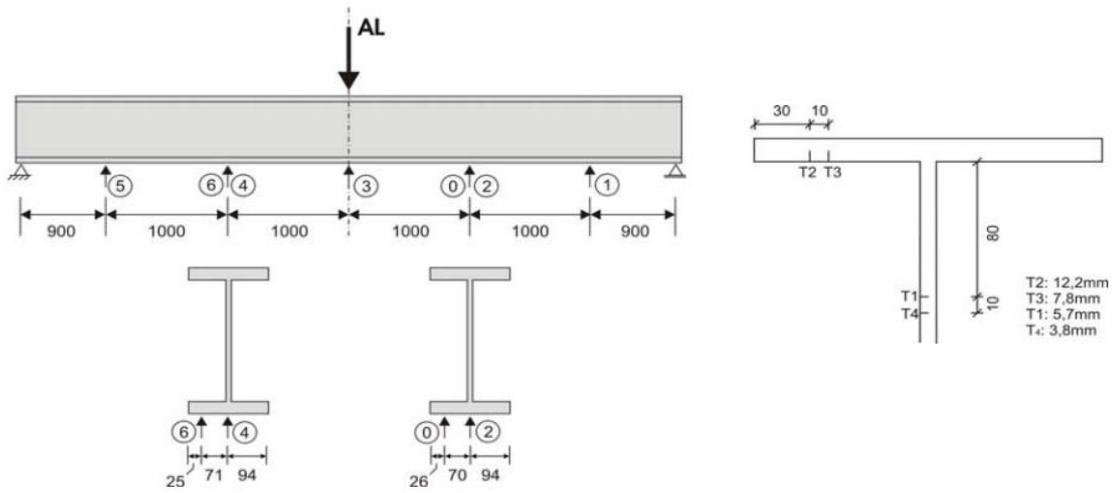


Figura 6.28 Posición de los comparadores verticales y los termopares en el ensayo

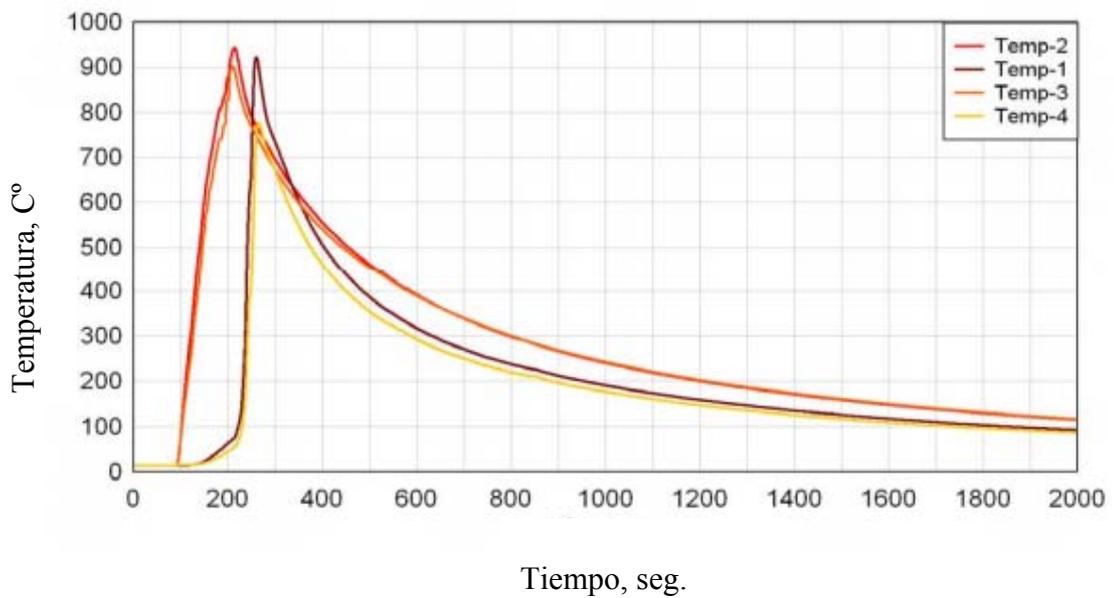
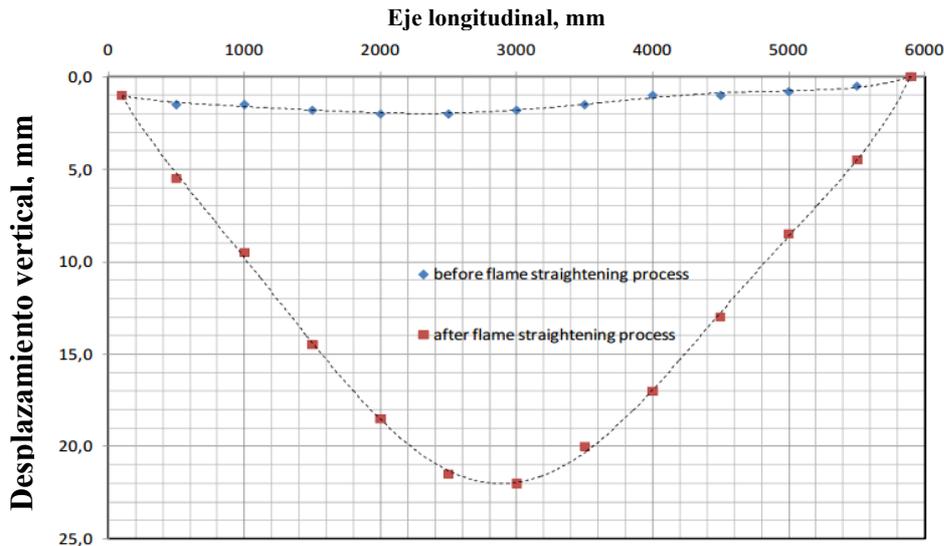


Figura 6.29 Gráficas Temperatura-Tiempo durante el ensayo

Las temperaturas registradas por los termopares se muestran en la Figura 6.29. La máxima temperatura registrada durante el ensayo fue de 952 °C. La Figura 6.30 recoge la flecha inicial (azul) y la flecha final (rojo) de la viga después de someterla al proceso de enderezado por llama y dejarla enfriar el tiempo suficiente para estabilizarse. La máxima flecha obtenida se da, como es obvio, en el centro y tiene un valor de 22 mm.



**Figura 6.30** Perfil de la viga antes (azul) y después (rojo) de ser ensayada

#### 6.4.1 Simplificación del modelo por Elementos Finitos

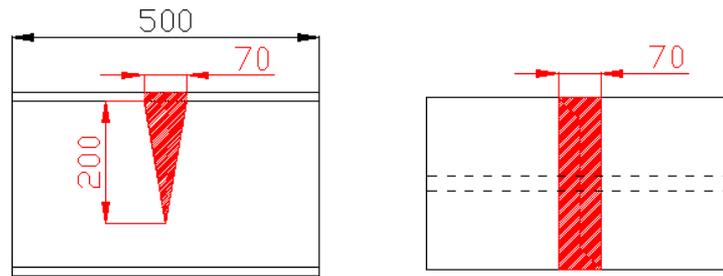
La simulación de un proceso tan complejo, sobre componentes de grandes dimensiones, representa un problema fuera del alcance de los equipos convencionales. En efecto, la situación que se pretende modelar numéricamente conlleva importantes dificultades entre las que cabe mencionar las siguientes:

- Se trata de un problema termomecánico acoplado. En este caso las condiciones térmicas impuestas inducen campos de tensiones debido a las restricciones internas y externas existentes.
- Es necesario reproducir la respuesta del sistema en el tiempo y, además, es preciso hacerlo con suficiente precisión y para un tiempo total prolongado (el proceso de

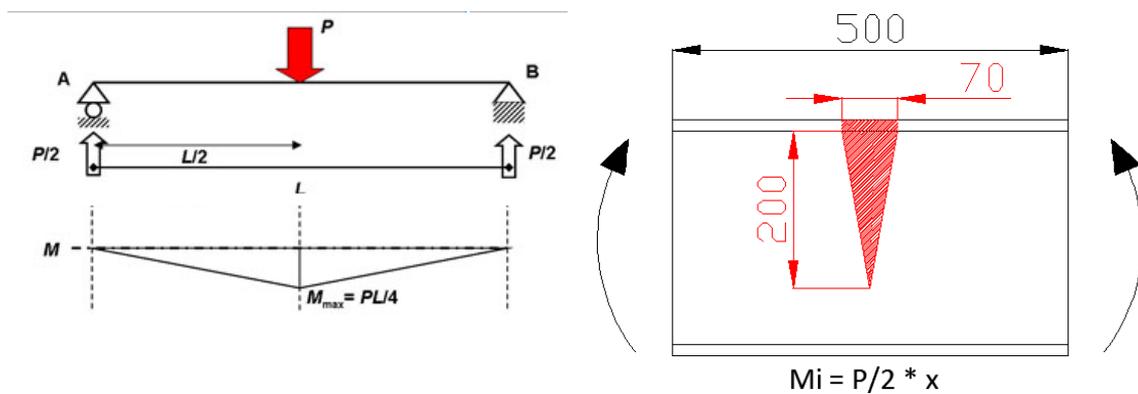
calentamiento de un perfil como los que se han descrito anteriormente puede llevar típicamente más de media hora).

- El comportamiento tanto térmico como mecánico del material es sustancialmente no lineal.
- En todos los casos las dimensiones del componente resultan sustancialmente mayores que el nivel de detalle requerido para modelar con precisión el efecto de calentamiento aplicado mediante la llama. En otras palabras, sería necesario discretizar la viga con un número descomunal de elementos para poder reproducir fielmente el proceso físico.

Todas estas dificultades imposibilitan la resolución de una situación de esta entidad con equipos de cómputo convencionales. Por este motivo, se decidió seguir un camino numérico alternativo. En este sentido, se ha discretizado cada una de las vigas en unidades térmica y mecánicamente independientes. Durante el proceso de calentamiento en taller se comprobó mediante un termopar portátil que el calentamiento de cada una de las rebanadas es un proceso térmicamente local, es decir, a una distancia de aproximadamente 200 mm del punto que estaba siendo calentado no se producían incrementos de temperatura apreciables. Por otra parte, modelos numéricos *ad hoc* permitieron comprobar que las deformaciones presentes en las secciones rectas de los perfiles durante el calentamiento eran completamente despreciables en relación con las deformaciones de la sección calentada. A partir de aquí puede afirmarse que tanto las temperaturas como las deformaciones se localizan en las proximidades inmediatas de cada una de las secciones calentadas y que, por lo tanto, éstas pueden ser consideradas como unidades independientes. En este sentido, se consideraron tramos discretos de 500 mm de longitud (250 mm a cada lado de la sección calentada), según se muestra en la Figura 6.31. Cada una de estas unidades fue sometida al patrón correspondiente de calentamiento y a las acciones mecánicas propias (en este caso aplicando el momento flector correspondiente a la posición de la unidad en función de las cargas exteriores, que para este caso sería como se muestra en la Figura 6.32).



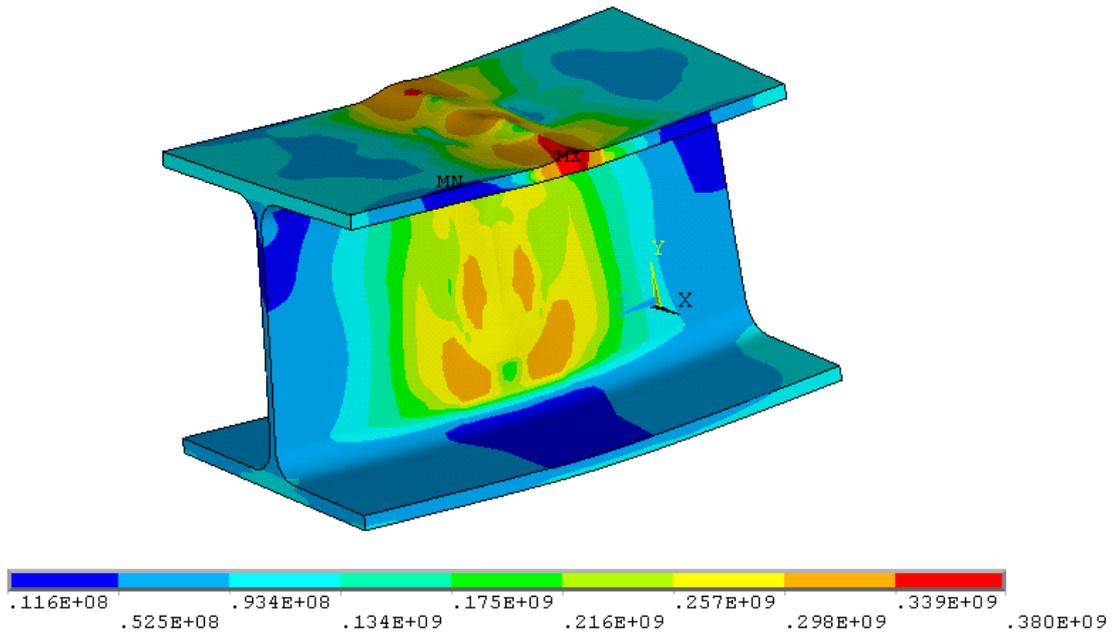
**Figura 6.31** Unidad de viga independiente modelada mediante Elementos Finitos



**Figura 6.32** Esquema de momentos flectores sobre una viga biapoyada con carga centrada

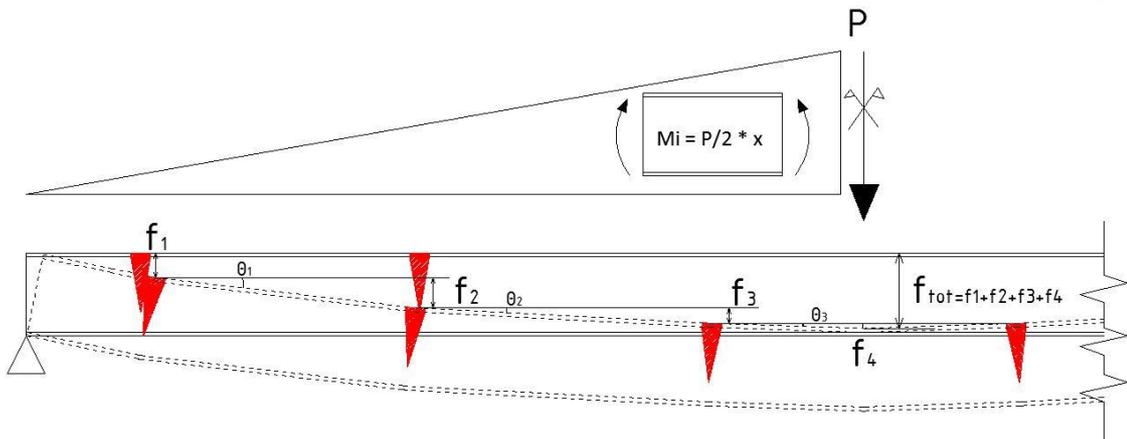
Esta sustitución de la viga por una yuxtaposición de unidades independientes de pequeñas dimensiones permite abordar el problema con un equipo de cómputo convencional y en un tiempo razonable.

La Figura 6.33 permite apreciar el mapa de tensiones residuales en una de las unidades analizadas; el resultado final depende de la geometría del perfil, del material constitutivo (propiedades térmicas y mecánicas), del patrón de calor aplicado y de las cargas exteriores presentes. A partir de esta deformada es posible obtener el giro relativo experimentado por las secciones transversales extremas de la unidad analizada.



**Figura 6.33** Simulación de la deformada del tramo de viga después de aplicar le la llama

Una vez que se dispone de los resultados numéricos del ángulo correspondiente a cada unidad, se puede determinar la deformada total de la viga y, a partir de ella las flechas en cada zona calentada y por consiguiente la flecha final en la viga completa (ver Figura 6.34).

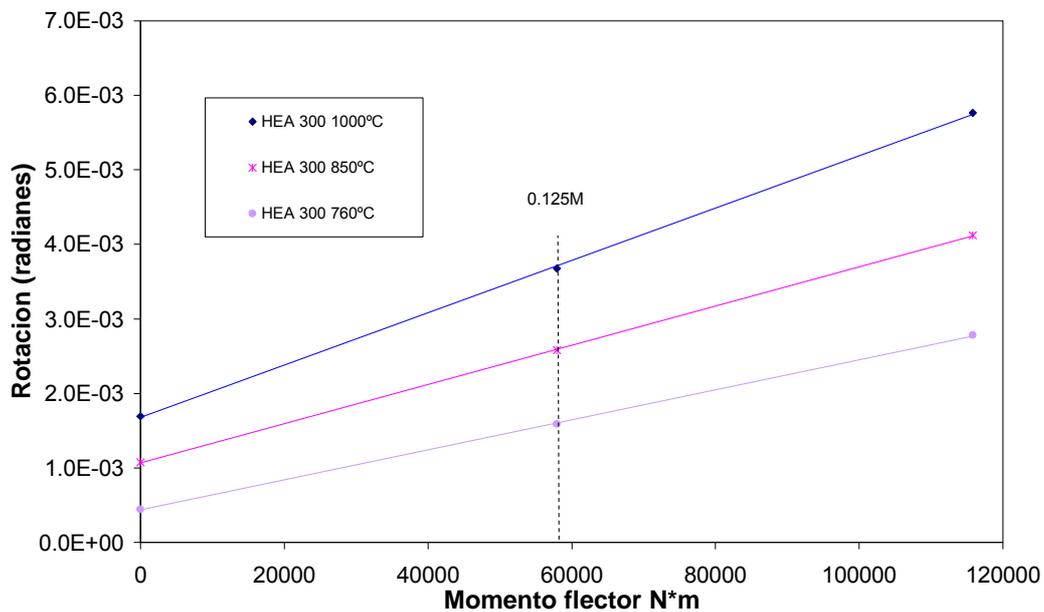


**Figura 6.34** Cálculo de la flecha total de la viga

Como se ha señalado, cada una de las unidades de una misma viga estará sometida a un valor diferente del momento flector. Por lo tanto, para simular el comportamiento de una viga completa es preciso simular el comportamiento de cada una de las unidades

imponiendo los valores correspondientes de momento flector (en principio, los patrones de calentamiento son idénticos).

La Figura 6.35 y Figura 6.36 representan, respectivamente, la relación entre el giro entre secciones de cada rebanada y el momento flector aplicado en función de la temperatura máxima alcanzada en los distintos perfiles simulados. Es preciso señalar que los valores del momento flector aplicados típicamente pertenecen a la región de comportamiento lineal.



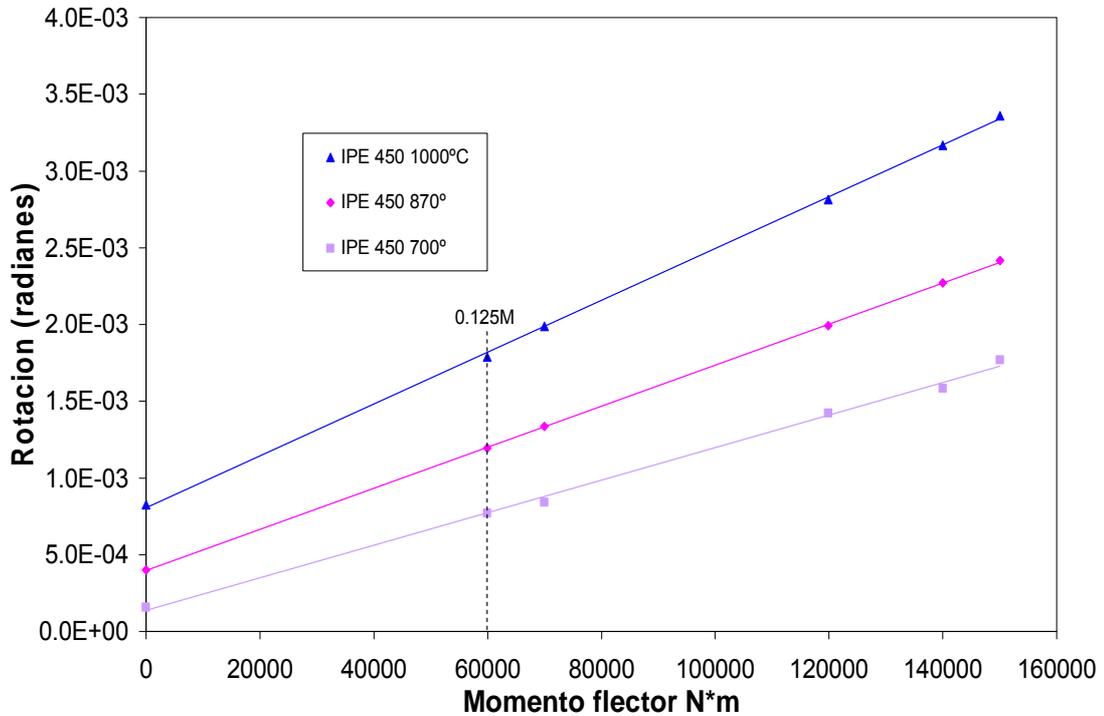
**Figura 6.35** HEA 300 gráfica rotación-momento flector

El hecho de que exista una relación lineal entre giro y momento flector implica que, para simular el comportamiento de una viga completa, únicamente es necesario calcular el giro para dos valores del momento flector. A partir de estos valores se puede construir la recta que define la relación giro-momento que permite la determinación del giro en cualquiera de las secciones tratadas.

**6.4.2 Resultados**

Se presentan seguidamente (Tabla 6.2, Tabla 6.3, Tabla 6.4 y Figura 6.37, Figura 6.38 y la Figura 6.39) los resultados de las flechas totales de los tres ensayos comparadas con las flechas obtenidas en las simulaciones completas por Elementos Finitos. Como puede

observarse, los resultados se desglosan teniendo en cuenta las dos etapas de calentamiento y la flecha final estacionaria.



**Figura 6.36** IPE 450 gráfica rotación-momento flector

**Tabla 6.2** Comparación entre los resultados experimentales y los obtenidos mediante Elementos Finitos en el ensayo D1

<b>Paso 1 (mm)</b>	
Resultado Elementos finitos	Resultados ensayo experimental
26.6	29.8
<b>Paso 2 (mm)</b>	
Resultado Elementos finitos	Resultados ensayo experimental
8.5	11.6
<b>Flecha final (mm)</b>	
Resultado Elementos finitos	Resultados ensayo experimental
35.1	41.4

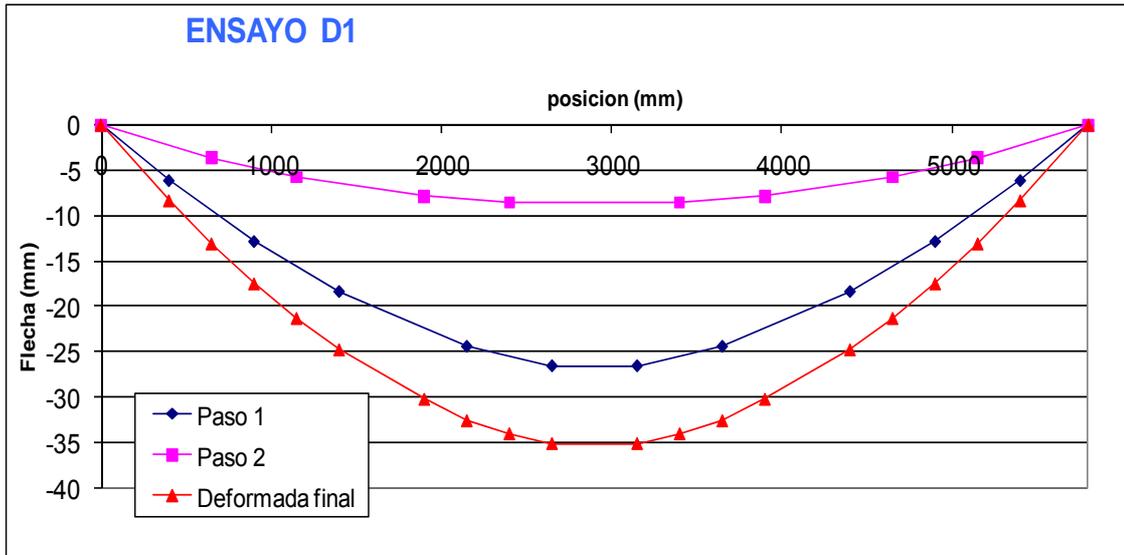


Figura 6.37 Resultados de la viga deformada por elementos finitos. Ensayo D1

Tabla 6.3 Comparación entre los resultados experimentales y los obtenidos mediante Elementos Finitos en el ensayo D3

Paso 1	
Resultado Elementos finitos	Resultados ensayo experimental
28.6	31.0
Paso 2	
Resultado Elementos finitos	Resultados ensayo experimental
16.1	16.7
Flecha total	
Resultado Elementos finitos	Resultados ensayo experimental
44.7	47.7

En la Figura 6.40 se ofrece una correlación entre los resultados experimentales y los obtenidos mediante Elementos Finitos; se puede observar que los puntos se distribuyen alrededor de la línea de pendiente 1:1 desde el origen que se corresponde con una perfecta correlación entre experimento y simulación.

6.4.3 Consideraciones finales

En esta parte de la investigación se ha analizado la viabilidad de los Elementos Finitos como herramienta para la predicción del comportamiento de elementos estructurales metálicos sometidos a enderezado por llama.

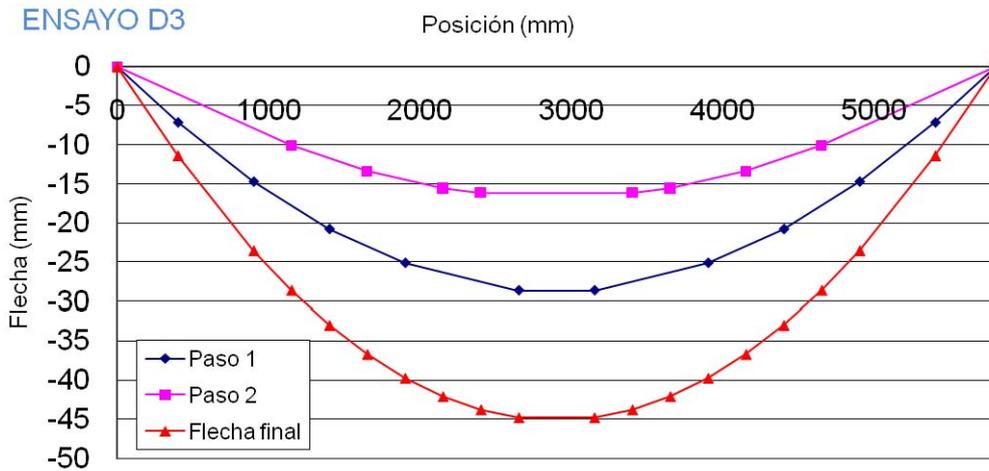


Figura 6.38 Resultados de la viga deformada por elementos finitos. Ensayo D3

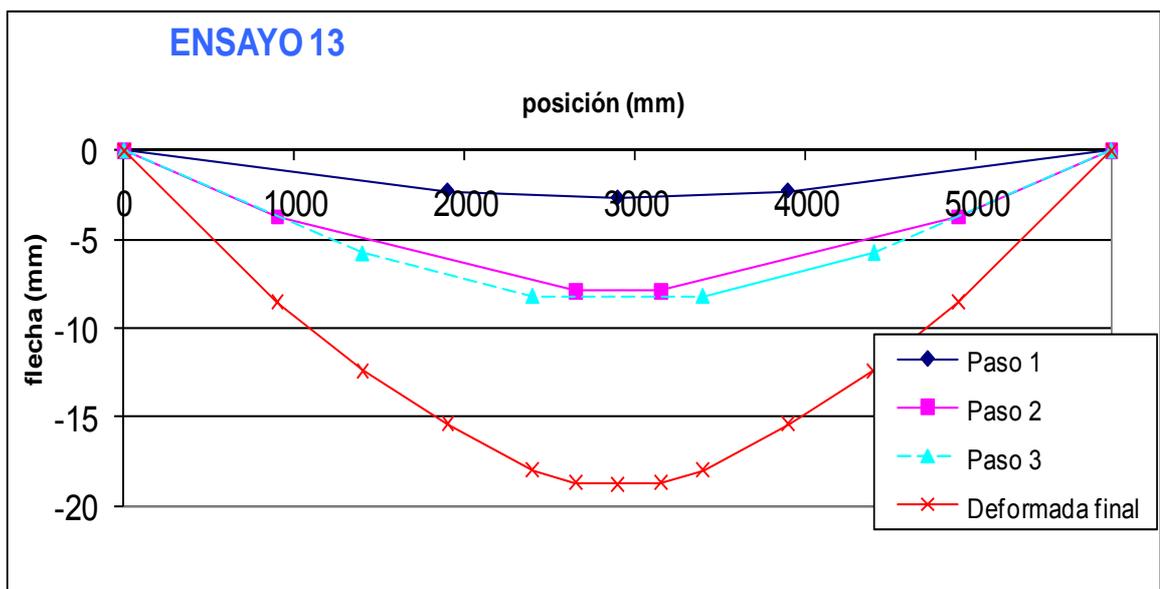
Tabla 6.4 Comparación entre los resultados experimentales y los obtenidos mediante Elementos Finitos en el ensayo D13

<b>Paso 1</b>	
Resultado Elementos finitos	Resultados ensayo experimental
2.7	1.3
<b>Paso 2</b>	
Resultado Elementos finitos	Resultados ensayo experimental
8.2	10
<b>Paso 3</b>	
Resultado Elementos finitos	Resultados ensayo experimental
7.9	9.8
<b>Resultado final</b>	
Resultado Elementos finitos	Resultados ensayo experimental
18.8	21.1

Se ha propuesto un modelo de tipo gaussiano para definir la potencia unitaria suministrada por la llama de propano empleada; los parámetros del modelo fueron calibrados combinando los resultados experimentales del proceso de aplicación de calor sobre una placa con las predicciones de un modelo numérico por Elementos Finitos. Se ha comprobado que, para la llama de propano empleada, los parámetros propuestos por Rykalyń ofrecen resultados muy pobres.

Seguidamente, se ha simulado el comportamiento de enderezado de una segunda placa, aplicando sobre ella un patrón de calor dinámico; el modelo de Elementos Finitos ha quedado validado tras comprobar la coincidencia entre las deformaciones permanentes experimentales y numéricas.

A partir de este modelo previamente validado se ha desarrollado y comprobado una metodología novedosa de análisis por Elementos Finitos para perfiles estructurales de grandes dimensiones; la gran ventaja de este método es que puede ser implementado en un ordenador convencional, con un coste computacional moderado y que en condiciones normales permite deducir la deformación de una viga a partir de tan solo dos simulaciones.



**Figura 6.39** Resultados de la viga deformada por elementos finitos. Ensayo D13

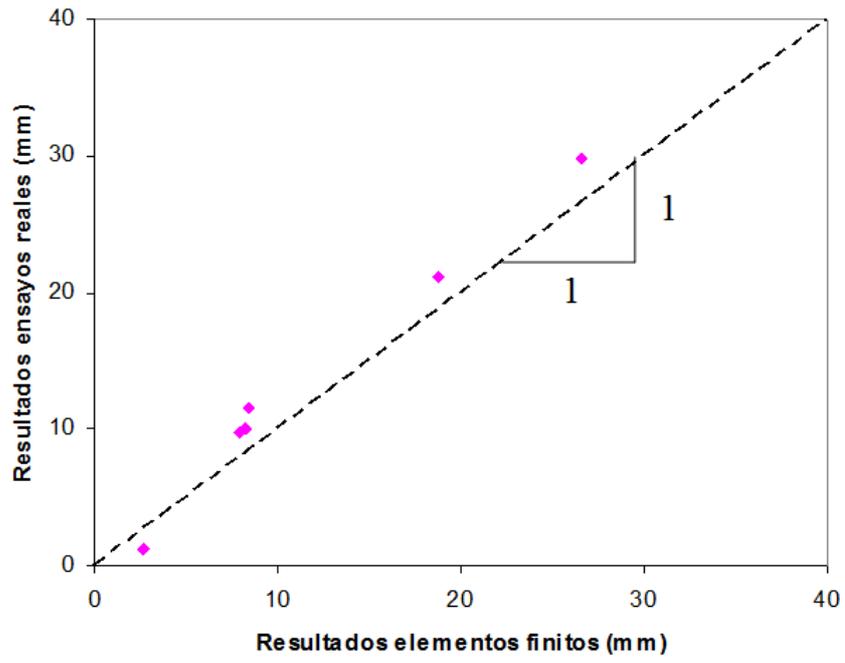


Figura 6.40 Correlación ensayos reales-numéricos

## *Capítulo 7                    Resumen, aportaciones y trabajo    futuro*

### *7.1            Introducción*

Este capítulo se divide en tres apartados dedicados, respectivamente, a recapitular los trabajos desarrollados en la tesis, enumerar las aportaciones que en ella se recogen y, finalmente, proponer actuaciones de futuro que completen sus contenidos.

### *7.2            Resumen de los trabajos desarrollados*

En el Capítulo 1 se hace una breve presentación del método del enderezado por llama, que es el objeto principal de estudio de este trabajo, destacando las dificultades que suscita su aplicación sobre componentes metálicos tanto desde el punto de vista de la posible afección del material como desde la perspectiva de alcanzar una correcta configuración geométrica final. Los objetivos de la tesis, según se establecen en dicho capítulo, obedecen a la necesidad de desarrollar una metodología experimental, analítica y numérica que permita alcanzar una óptima ejecución del tratamiento de enderezado mediante llama.

A continuación, en el Capítulo 2 se presenta el estado del arte a partir del cual se han definido los trabajos desarrollados en esta tesis y expuestos en los capítulos posteriores. En este sentido se ha sintetizado la escasa información disponible en la actualidad en relación con el método del enderezado por llama, incluyendo las referencias bibliográficas –las cuales se enumeran en el Capítulo 8– que recogen los hallazgos más

relevantes en la materia. En concreto, el alcance del Capítulo 2 incluye consideraciones en los siguientes ámbitos:

- Se presenta una descripción de la evolución de la técnica, en la que se pone de manifiesto que incluso, a fecha de hoy, su aplicación práctica se concibe más como un arte que como una tecnología científica.
- Puesto que el método de enderezado por llama es el objeto de estudio que protagoniza esta tesis se desarrolla en este Capítulo 2 una exposición relativa a la metodología y a los procesos físicos que van asociados a él, apoyándose en referencias de contrastada relevancia así como en ejemplos de elaboración propia.
- Dado que este procedimiento representa una herramienta para la subsanación de los errores geométricos que se producen en la construcción de estructuras metálicas, se resumen las tipologías principales en las que es factible el empleo del método. Así mismo, se detallan las principales fórmulas de actuación para la corrección de estos fallos en las estructuras.
- Por último, se expone el conocimiento presente relativo a la influencia del calentamiento por llama sobre las propiedades de los aceros estructurales; como se ha señalado, ésta es una de las debilidades metodológicas clave de la técnica.

En el Capítulo 3 se incluye una recopilación de la información disponible sobre las propiedades de los cinco aceros estudiados en la tesis los cuales fueron divididos en dos grupos en atención a los diferentes objetivos de la investigación.. Estos dos grupos se han denominado “material para el estudio de las propiedades” y “material para el desarrollo de modelos” o “material complementario”. El primer grupo ha sido empleado para realizar un estudio de las propiedades del material antes y después de aplicar un enderezado por llama en condiciones automatizadas y completamente controladas de laboratorio. El segundo grupo se ha destinado a la realización de ensayos experimentales con el fin de obtener datos para desarrollar modelos de predicción sobre las modificaciones geométricas experimentadas por componentes de acero ante un proceso de calentamiento. A su vez, se ha aprovechado este material ya ensayado para obtener información adicional sobre las propiedades antes y después de aplicar un

calentamiento; en este caso, el tratamiento sobre el material fue aplicado en condiciones reales de taller.

En el Capítulo 4 se presentan dos métodos analíticos capaces de predecir las alteraciones geométricas experimentadas por los componentes metálicos en función del aporte calorífico recibido. El desarrollo se fundamenta en la premisa de que la utilidad de estos métodos es directamente proporcional a su sencillez y al tiempo que conlleva su aplicación. Para la validación de ambos métodos se han comparado sus predicciones con las deformaciones reales obtenidas en ensayos de laboratorio sobre perfiles de grandes dimensiones. Estos ensayos se describen también en este capítulo.

Los resultados de la caracterización de los materiales antes y después de ser calentados están recogidos en el Capítulo 5, tanto los obtenidos en el grupo de “materiales para la caracterización” como los obtenidos en los “materiales complementarios”. En concreto se han analizado las propiedades mecánicas del material (ensayo de tracción), su dureza, resiliencia y tenacidad a fractura. También se ha estudiado el efecto sobre la microestructura mediante microscopía óptica y SEM.

Finalmente, el Capítulo 6 recoge un método de simulación del enderezado por llama realizado mediante Elementos Finitos. En concreto, se ha desarrollado una procedimiento numérico de simulación y cálculo de vigas de acero sometidas a calentamientos. Nuevamente, la utilidad del método descansa sobre dos premisas. Por un lado, es indispensable que sea capaz de reproducir fielmente la realidad; en este sentido, se han comparado los resultados experimentales y numéricos a fin de validar el procedimiento. Por otro, la utilidad de la herramienta que se ha desarrollado está condicionada por su simplicidad y por el tiempo de ejecución. Por este motivo, se ha buscado una estrategia numérica que permita resolver situaciones de calentamiento por llama en perfiles de grandes dimensiones al menor coste computacional.

### **7.3      *Aportaciones contenidas en esta tesis***

El trabajo aquí recogido constituye un estudio total en el sentido de que combina la obtención de valores experimentales así como el desarrollo de cálculos estructurales, tanto analíticos como numéricos.

Por comodidad, las aportaciones pueden agruparse en dos contextos diferentes: el de la caracterización de los materiales antes y después de ser sometidos al enderezado por llama, y el de la predicción del comportamiento geométrico de las estructuras mediante el desarrollo de modelos analíticos y numéricos.

### **7.3.1 En la caracterización de las propiedades de los aceros**

De forma resumida, pueden mencionarse las siguientes aportaciones:

- Se han llevado a cabo tratamientos de enderezado por llama sobre el “material para la caracterización”, en chapas de 20 y de 50 mm de espesor, totalmente automatizados, monitorizando tanto la temperatura alcanzada en el acero durante todo el proceso como las deformaciones experimentadas por el componente.
- Se han realizado ensayos experimentales de calentamiento por llama en condiciones controladas de laboratorio sobre perfiles de grandes dimensiones, monitorizando la temperatura y la deformación alcanzadas en ciertos puntos estratégicos de cada perfil.
- Se han caracterizado las propiedades en tracción, resiliencia y dureza de cinco aceros de muy diversa naturaleza composicional, metalúrgica y mecánica (S235 J0, S355 JR, S460 ML, S690 QL, S890 QL) sobre probetas extraídas del “material para la caracterización” (chapas de acero de 20 y 50 mm sometidas al proceso automatizado de calentamiento por llama) como del “material complementario” (perfiles de grandes dimensiones sometidos a calentamientos en laboratorio). Así mismo se han estudiado los cambios microestructurales en ambos casos.
- Una vez analizados los resultados obtenidos en los ensayos de tracción, ensayos Charpy, ensayos de tenacidad a fractura así como análisis de la microestructura, se ha llegado a la conclusión de que no es posible establecer un patrón general de la influencia del tratamiento; en conclusión, en general es necesario analizar individualmente cada caso particular. En este sentido, los resultados experimentales derivados del trabajo que aquí se ha desarrollado pueden suponer una valiosa herramienta de referencia para futuros trabajos similares, tanto desde el punto de vista metodológico como desde los propios resultados alcanzados.

- Se ha observado en todos los casos que la dureza del material experimenta una reducción sistemática, de diferente entidad, como consecuencia del tratamiento. Asimismo, la respuesta en tracción de los aceros sufre, en general, variaciones de pequeña entidad; así, en ningún caso se ha observado que el calentamiento disminuya la resistencia a tracción por debajo de los valores exigidos en las especificaciones del material. Los resultados del ensayo de impacto Charpy son los que arrojan una mayor variabilidad. Así, el acero S235 JR manifiesta una fuerte disminución de su capacidad resistente tras el calentamiento (por este motivo, se ha realizado adicionalmente un estudio de tenacidad a fractura que confirma este resultado). En el caso del acero S460 ML la variación de las características es significativa, presentando una temperatura de transición más baja y un lower shelf más bajo, siendo más notable en la chapa de 20 que en la de 50 mm. Por lo que respecta al resto de aceros todos muestran un comportamiento similar antes y después del tratamiento, siendo por lo general ligeramente mejor después de ser calentados. Es preciso destacar que a partir del estudio microestructural desarrollado, se han correlacionado los cambios experimentados por la respuesta estructural del material en función del calentamiento aplicado, con las modificaciones microestructurales acontecidas.

### **7.3.2 *En la predicción del comportamiento de las estructuras***

Pueden establecerse las siguientes aportaciones:

- Se han establecido dos metodologías analíticas basadas en principios análogos para modelar el estado de deformaciones presente en un perfil estructural sometido a un calentamiento por llama. Como es evidente, la resolución analítica de un proceso tan complejo ha exigido de una importante simplificación en todos los ámbitos (modelado de la llama, comportamiento térmico y mecánico del material, etc.).
- A fin de conseguir un modelado lo más realista del fenómeno, se ha llevado a cabo una simulación numérica por Elementos Finitos, de naturaleza termo-mecánica, del proceso de aportación de calor en taller. Para ello, se ha modelado la potencia calorífica suministrada a partir de los datos experimentales y mediante ingeniería inversa. Seguidamente se han reproducido numéricamente los patrones de aporte de

calor sobre perfiles de grandes dimensiones. Se ha desarrollado un procedimiento simplificado, que permitiere asumir en términos computacionales (capacidad del equipo y tiempo de ejecución) la resolución de un problema tan complejo. Debe hacerse notar que en todo momento se ha hecho uso de las propiedades térmicas y mecánicas de los materiales, considerando su dependencia respecto de la temperatura.

- Los tres métodos han quedado validados mediante la comparación de las soluciones que aportan con las deformaciones reales obtenidas

#### **7.4 Trabajo futuro**

A la luz del trabajo realizado en esta investigación, pueden enumerarse una serie de actividades para complementar sus contenidos. Son las siguientes:

- En este trabajo se han caracterizado cinco aceros estructurales de amplia difusión y muy distinta naturaleza antes y después de ser calentados con llama. Dada la elevadísima disponibilidad de aceros en el mercado, parece sensato aplicar la metodología desarrollada en esta tesis a otros materiales de interés. Este hecho es tanto más importante si se toma en consideración que, como se ha señalado, no existe un patrón de comportamiento que englobe a todos los aceros sino que éstos manifiestan respuestas disímiles en función de su naturaleza.
- Se han realizado numerosos ensayos de calentamiento sobre perfiles estructurales de grandes dimensiones, fabricados en distintas calidades de acero. El propósito de estos ensayos fue determinar la influencia del tipo de perfil, del tipo de acero y de la cantidad de calor aplicada en la deformación final de los perfiles. Como se ha señalado, los resultados obtenidos manifiestan una elevada variabilidad. Por este motivo y a fin de alcanzar una visión sinóptica del proceso se hace necesario realizar más ensayos de este tipo.
- Se ha desarrollado un método procedimiento Elementos Finitos capaz de predecir con fidelidad las deformaciones sufridas por un perfil estructural sometido al tratamiento de enderezado por llama. La metodología simplificada que se ha propuesto es válida únicamente en elementos de esta naturaleza. Por este motivo, es

necesario seguir profundizando en la capacidad de los Elementos Finitos para predecir el comportamiento de componentes con otra geometría.



## Capítulo 8      Bibliografía

- 1      Avent, R. R., Mukai, D. J., Robinson, P. F. “*Heat-Straightening Repairs of Damaged Steel Bridges, A Technical Guide and Manual of Practice*”, Report No FHWA-IF-99-004, Federal Highway Administration, 1998.
- 2      Avent, R. R., Mukai, D. J. ,“ *Heat-Straightening Rolled Shapes, A Technical Guide and Manual of Practice*”, Journal of Structural Engineering, Vol. 126, pag. 755-763, 2000.
- 3      *Guidance for forming structural steels in processing*, D.D. CEN/TR 10347:2006.
- 4      Avent, R. R., “*Engineered heat straightening comes of age*”, Modern steel construction, pag. 32-39, Feb 1995.
- 5      R.R. Avent and D.J. Mukai, "*What you should know about heat straightening repair of damaged steel*", ENG J, 38(1), 2001
- 6      R. R. Avent, “*Heat-Straightening of Steel: Fact and Fable*”, J. Structural Eng. 115, No. 11, M. ASCE (1989), pp. 2773-2793.
- 7      R. R. Avent, “*Designing Heat Straightening Repairs*”, Proc., Nat. Steel Constr. Conf., American Institute for Steel Construction (AISC), 1992.

- 8 R. Richard Avent, David J. Mukai and Paul F. Robinson. “*Effect of heat straightening on material properties of steel*”, Journal of Materials in Civil Engineering, Vol 12, No 3, August 2000, pp. 188-195.
- 9 Horton, D. L. (1973). “*Heat curved mild steel wide flange sections: An experimental and theoretical analysis*” MS thesis, University of Washington, Seattle.
- 10 Nicholls, J. I., and Weerth, D. E. (1972). “*Investigation of triangular heats applied to mild steel plates.*” Engrg. J., 9(3), 137–141.
- 11 Roeder, C. W. (1985). “*Use of thermal stress for seismic damage repair*” Final Rep. on NSF Grant CEE-82- 05260, University of Washington, Seattle.
- 12 Pattee, H. E., Evans, R. M., and Monroe, R. E. (1969). “*Flame straightening and its effect on base metal properties.*” Summary Rep. to Ship Structure Committee Concerning First Phase of Project SR-185, Straightening Distorted Weldments, Battelle Memorial Institute, Columbus, Ohio.
- 13 Pattee, H. E., Evans, R. M., and Monroe, R. E. (1970). “*Effect of flame and mechanical straightening on material properties of weldments.*” Summary Rep. on Ship Structure Committee on Project SR-185, Straightening Distorted Weldments, Battelle Memorial Inst., Columbus, Ohio.
- 14 Rothman, R. L. (1973). “*Flame straightened quenched and tempered steels in ship construction.*” Rep. No. 247, Ship Struct. Com., U.S. Coast Guard, Washington, D.C.
- 15 Rothman, R. L., and Monroe, R. E. (1973). “*Effect of temperature and strain upon ship steels.*” Rep. No. 235, Ship Struct. Com., U.S. Coast Guard, Washington, D.C.
- 16 American Railway Engineering Association. (1946). “*The shortening of eyebars to equalize the stress.*” Bull. No. 460, Chicago.
- 17 Ditman, O. (1961). “*Determination of thermal shrinkage in structural steel.*” MS thesis, University of Washington, Seattle.

- 18 Blodgett, O. W. (1972). “*Distortion . . . How metal properties affect it.*” *Welding Engr.*, 57(2), 40–46.
- 19 Nicholls, J. I., and Weerth, D. E. (1972). “*Investigation of triangular heats applied to mild steel plates.*” *Engrg. J.*, 9(3), 137–141.
- 20 Terán, J. (2007). “*Evaluación de la tenacidad a fractura en la dirección corta en tuberías de conducción de hidrocarburos.*” Tesis doctoral, México D.F.
- 21 Shanafelt, G. O., and Horn, W. G. (1984). “*Guidelines for evaluation and repair of damaged steel bridge members.*” NCHRP Rep. No. 271, Transportation Research Board, National Research Council, Washington, D.C.
- 22 Harrison, H. L. (1952). “*Straightening structural members in place.*” *Welding J.*, 31(5), 257s–262s.
- 23 “*European structural steel standard EN 10025*”, 1992
- 24 “*European structural steel standard EN 10027*”, 1993
- 25 UNE EN 10210 “Perfiles huecos para construcción, acabados en caliente, de acero no aleado y de grano fino”, AENOR 2006.
- 26 UNE EN 10219 “Perfiles huecos para construcción soldados, conformados en frío de acero no aleado y de grano fino”, AENOR 2006.
- 27 UNE-EN 10162 “Perfiles de acero conformados en frío. Condiciones técnicas de suministro. Tolerancias dimensionales y de la sección transversal.”, AENOR 2007.
- 28 UNE-EN 10169 “Productos planos de acero, recubiertos en continuo de materias orgánicas (prelacados)”. AENOR 2007.
- 29 UNE-EN 10326 “Chapas y bandas de acero estructural recubiertas en continuo por inmersión en caliente”. AENOR 2007.

- 30 UNE-EN 10025-2:2006 “Productos laminados en caliente de aceros para estructuras. Parte 2: Condiciones técnicas de suministro de los aceros estructurales no aleados”, AENOR, 2006.
- 31 DeArdo A.J.; Garcia, C.I.; Gao, W.; Hua, M.; «Thermomechanical processing of microalloyed steels: Expanded view on grain refinement». 14a Conferencia de Laminación del IAS, Noviembre 2002, San Nicolás, Argentina, p. 1-10.
- 32 Rodríguez-Ibabe, J.M.; Curso sobre tratamientos termomecánicos y microaleación, IAS, San Nicolás, Argentina, Noviembre 2006.
- 33 Siciliano, F.; Hashimoto, S.; Ratnapuli, R.C.; Seminario de Metalurgia, Aceros al Carbono y Microaleados Laminados en Caliente y en Frío. SIDERAR, San Nicolás, julio de 2004.
- 34 ASTM E23-01. Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials, Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.02 [section 3], Philadelphia, 2005.
- 35 ASTM E8-04, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, vol 03.01, ASTM, Philadelphia, 2005.
- 36 UNE-EN 10034:1994. “Perfiles I y H de acero estructural. Tolerancias dimensionales y de forma”, AENOR 1994.
- 37 UNE-EN 10279:2001. “Perfiles en U de acero laminado en caliente. Tolerancias dimensionales, de la forma y de la masa”, AENOR 2001.
- 38 ASTM E 92-82 (Reapproved 2003), “Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials”, Annual Book of ASTM Standards, Vol 03.01, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2005.
- 39 Eurocódigo 3: Proyecto de estructuras de acero. Parte 1-2: Reglas generales. Proyecto de estructuras sometidas al fuego, EN 1993-1-2

- 40 Kumar AS, Kumar BR, Datta GL, Ranganath VR (2010) “Effect of microstructure and grain size on the fracture toughness of a microalloyed steel. Mater Sci Eng, A 527(4–5):954–960”
- 41 Ray PK, Ganguly RI, Panda AK (2003) “Optimization of mechanical properties of an HSLA-100 steel through control of heat treatment variables.” Mater Sci Eng, A 346(1–2):122–131
- 42 Yaowu S, Zhunxiang H (2008) “Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800 MPa grade high strength low alloy steel.” Mater Sci Eng, A 207(1–3):30–39
- 43 Machado IF (2006) “Technological advances in steels heat treatments.” Mater Sci Eng, A 172(2):169–173
- 44 Bain EC, Paxton HW “Alloying elements in steel”, American society for metals (1961)
- 45 ASM Handbook Vol. 4. ASM “Heat treating” (2004) 10th ed. In: international, Ohio
- 46 Degarmo EP, Black JT, Kohser RA (2003) Materials and Processes in Manufacturing, 9th edn. Wiley
- 47 Pero-Sanz JA (2004) Aceros: metalurgia física, selección y diseño, Dossat 2000. Cie, S.L
- 48 Rice JR (1968) A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. J Appl Mec 35:379
- 49 Anderson TL (1995) Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications, CRC Press
- 50 Kanninen MF, Popelar CH (1985) Advanced Fracture Mechanics, Oxford University Press

- 51 ASTM E1820-01 (2005) Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. In: Annual Book of ASTM Standards, vol.03.02 [section 3]. ASTM, Philadelphia
- 52 G. Krauss, STEELS: Heat treatment and processing principles. ASM international (1997)
- 53 S.J. Hemmatia, J.G. Shinb, "Estimation of flame parameters for flame bending process". International Journal of Machine Tools & Manufacture 47, pag. 799–804, (2007)