



# Universidad Nacional Autónoma de México

Posgrado en Ciencia e Ingeniería de Materiales

Diseño de tratamiento térmico de temple y particionado para desarrollo  
de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)

## T E S I S

que para optar por el grado de:

Maestro en Ciencia e Ingeniería de Materiales

PRESENTA:

Ing. Helios Ocaña Ruiz

TUTOR PRINCIPAL:

Dr. José Gonzalo González Reyes  
Instituto de Investigaciones en Materiales

MIEMBROS DEL COMITÉ TUTOR:

Dr. Ignacio Alejandro Figueroa Vargas  
Instituto de Investigaciones en Materiales

Dr. Arturo Barba Pingarrón  
Facultad de Ingeniería

Ciudad Universitaria, CDMX. Junio 2023



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

# Agradecimientos

Esta tesis hubiera sido imposible sin el apoyo, confianza y conocimiento del Prof. José María Cabrera Marrero quien debió figurar como co-tutor pero por cuestiones administrativas no fue posible. La experiencia que me llevo de trabajar en un proyecto de investigación europeo como OPTIDAMATOL es invaluable y espero se refleje en este trabajo. Igualmente quiero agradecer a mi tutor principal: el Dr. Gonzalo González Reyes quien desde la licenciatura me ha enseñado no solo a hacer ciencia, sino también a escribirla y a divulgarla.

La parte experimental de este trabajo fue realizada en la Universitat Politècnica de Catalunya gracias al apoyo económico recibido por el proyecto PAPIIT IN102321, así como la beca de maestría otorgada por el CONACyT y una beca otorgada por el proyecto europeo OPTIDAMATOL.

No puedo terminar este texto sin recordar a todos quienes me apoyaron y acompañaron en estos años de vivir tantas cosas. Muchos desde México, otros tantos desde España, inclusive algunos desde Alemania. Ustedes hicieron mi camino por Barcelona uno digno de ser recordado.

# Índice

<b>Lista de figuras</b>	<b>IV</b>
<b>Lista de tablas</b>	<b>VII</b>
<b>Abreviaturas</b>	<b>VIII</b>
<b>1 Introducción</b>	<b>1</b>
1.1 Objetivo general . . . . .	2
1.2 Objetivos particulares . . . . .	2
<b>2 Antecedentes</b>	<b>3</b>
2.1 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) . . . . .	3
2.1.1 Aceros de alta resistencia (HSS) . . . . .	3
2.1.2 Primera generación . . . . .	4
2.1.3 Segunda generación . . . . .	6
2.1.4 Tercera generación . . . . .	8
2.2 Temple y particionado . . . . .	9
2.2.1 Particionado del carbono . . . . .	10
2.2.2 Prevención de formación de carburos . . . . .	11
2.2.3 Temperatura de temple ideal . . . . .	11
2.3 Propiedades de aceros Q&P . . . . .	14
2.3.1 Composición química y microaleaciones . . . . .	14
2.3.2 Microestructura . . . . .	16
2.3.3 Propiedades mecánicas . . . . .	18
2.3.4 Estabilidad de la austenita retenida. . . . .	19
2.4 Microsegregación en aceros Q&P . . . . .	20
<b>3 Materiales y desarrollo experimental</b>	<b>23</b>
3.1 Materiales . . . . .	23
3.1.1 Composición química . . . . .	23
3.1.2 Obtención de muestras . . . . .	24
3.1.3 Caracterización microestructural . . . . .	24
3.2 Análisis térmicos . . . . .	25
3.2.1 Temperatura de transformación Ac3 . . . . .	25
3.2.2 Obtención de diagrama CTT y Ms . . . . .	26
3.2.3 Obtención de diagrama TTT . . . . .	26

3.3	Desarrollo de aplicación QPQT . . . . .	27
<b>4</b>	<b>Resultados</b>	<b>29</b>
4.1	Caracterización microestructural . . . . .	29
4.1.1	Microscopía óptica . . . . .	29
4.1.2	Microscopía electrónica de barrido . . . . .	30
4.1.3	Caracterización química por EDS . . . . .	33
4.1.4	Caracterización de inclusiones . . . . .	33
4.2	Medición de dureza . . . . .	34
4.3	Verificación aplicación QPQT . . . . .	37
4.3.1	Verificación con datos medidos . . . . .	37
4.4	Análisis térmicos . . . . .	39
4.4.1	Cálculo de curvas CTT y TTT teóricas . . . . .	39
4.4.2	Temperatura de transformación Ac3 . . . . .	41
4.4.3	Diagramas CTT y Ms . . . . .	41
4.4.4	Diagramas TTT . . . . .	47
4.4.5	Comparación de curvas térmicas teóricas y medidas . . . . .	50
4.5	Diseño de tratamiento térmico . . . . .	52
4.5.1	Cálculo de temperatura de temple ideal . . . . .	52
4.5.2	Parámetros de diseño . . . . .	55
4.5.3	Propuesta de tratamiento térmico . . . . .	55
<b>5</b>	<b>Conclusiones</b>	<b>57</b>
<b>6</b>	<b>Perspectivas</b>	<b>59</b>
	<b>Referencias</b>	<b>60</b>
	<b>Anexo A Fragmento código fuente QPQT</b>	<b>64</b>
	<b>Anexo B Imágenes de microscopía óptica de ensayos CTT</b>	<b>66</b>
	<b>Anexo C Imágenes de microscopía óptica de ensayos TTT</b>	<b>82</b>

# Lista de figuras

1.1	Producción de acero en millones de toneladas por año. Traducido de [1].	1
2.1	Diagrama de familias de HSS en función de su resistencia y porcentaje de deformación. . . . .	4
2.2	Diagrama de HSS y la primera generación de AHSS en función de su resistencia y porcentaje de deformación. . . . .	5
2.3	Imagen obtenida por SEM mostrando la microestructura de un acero DP, donde M señala martensita y F señala ferrita. . . . .	5
2.4	Ilustración del efecto TRIP en una probeta de tracción. . . . .	6
2.5	Diagrama de resistencia y ductilidad de familias de AHSS de primera y segunda generación. . . . .	7
2.6	Curvas esfuerzo-deformación de diferentes aceros avanzados. . . . .	8
2.7	Diagrama de resistencia y ductilidad mostrando el área de oportunidad para aceros AHSS de tercera generación. . . . .	9
2.8	Diagrama del proceso de temple y particionado. . . . .	9
2.9	Diagrama de fracciones microestructurales calculadas de un acero con composición 0.25 %C - 1.5 %Mn - 0.2 %Ni - 0.3 %Cr - %0.25Mo - %2.0Si - %0.02Nb - %0.01N. . . . .	13
2.10	Micrografías de acero Q&P usando microscopio electrónico (a) y microscopio óptico (b). M simboliza martensita, RA austenita retenida y E ferrita. . . . .	17
2.11	Micrografía por SEM de un acero Q&P con composición 0.2 %C–3.5 %Mn–1.5 %Si. M1 es martensita formada en el primer temple, M2 martensita fresca y RA austenita retenida. . . . .	17
2.12	Estabilidad de la austenita retenida representada en dos diferentes contextos: (a) Estabilidad de la austenita retenida en función de la deformación y (b) ubicación predicha en diagrama esfuerzo-deformación de las diferentes estabilidades mostradas en (a). Cada punto representa una fracción inicial de austenita desde 0 % hasta 85 %. . . . .	19
2.13	Micrografías obtenidas por TEM de austenita retenida laminar rodeada de martensita (a) y austenita retenida en bloques (b) de un acero Q&P. . . . .	20
2.14	Micrografía óptica y distribución de Mn y Si a lo largo de la dirección normal en acero Q&P. . . . .	21
2.15	Micrografía por SEM de acero Q&P con bandedo. . . . .	22
2.16	(a) Análisis de composición de Mn y Cr en acero Q&P a través de bandas. (b) Cálculo de $M_s$ de acuerdo a la segregación observada. . . . .	22

3.1	Barra de acero laminada. El extremo izquierdo es el acero 1212 y el derecho el acero 2212. . . . .	24
3.2	Diagrama de barra laminada de acero 1212 y 2212. . . . .	24
3.3	Diagrama de corte para caracterización microestructural. Las flechas muestran la dirección de laminado. . . . .	25
3.4	Diseño experimental para obtención de las temperaturas de transformación ( $Ac_3$ ). . . . .	26
3.5	Diseño experimental para obtener el diagrama CTT. . . . .	26
3.6	Curvas de calentamiento para determinar el diagrama TTT. . . . .	27
3.7	Diagrama de desarrollo de aplicación QPQT. . . . .	28
3.8	Captura de pantalla de aplicación QPQT con el cálculo para el acero 1212. . . . .	28
4.1	Micrografía óptica de acero 1212. (a) 50X y (b) 200X. F representa ferrita, B bainita y M martensita. . . . .	29
4.2	Micrografía óptica de acero 2212. (a) 50X y (b) 200X. . . . .	30
4.3	Micrografía SEM de martensita en acero 1212 con Phenom XL Desktop SEM con 10kV . . . . .	31
4.4	Micrografía SEM de bainita en acero 1212 con JEOL JSM-5600 con 20kV . . . . .	31
4.5	Micrografía SEM de estructura martensítica en acero 2212 con Phenom XL Desktop SEM con 5kV. . . . .	32
4.6	Análisis de composición por EDS de acero 1212. (a) Micrografía y (b) Manganeseo elemental en color amarillo. . . . .	33
4.7	Análisis de composición por EDS de acero 2212. (a) Micrografía y (b) Manganeseo elemental en color naranja. . . . .	33
4.8	Análisis de composición por EDS sobre inclusión de óxido. . . . .	34
4.9	Análisis de composición por EDS sobre inclusión de sulfuro de manganeso. . . . .	34
4.10	Mediciones de dureza Vickers cada 100 $\mu$ m con 100g de fuerza e imagen óptica de la ubicación de las huellas en acero 1212. . . . .	35
4.11	Mediciones de dureza Vickers cada 100 $\mu$ m con 100g de fuerza e imagen óptica de la ubicación de las huellas en acero 2212. . . . .	35
4.12	Resultados de dureza Vickers con 100g de fuerza para acero 1212 y 2212. . . . .	36
4.13	Gráfica de barras comparando resultados de fracción de austenita retenida de aceros Q&P medidos y los obtenidos con la aplicación QPQT. . . . .	39
4.14	Curvas TTT y CTT obtenidas con JMatPro <sup>®</sup> de acero 1212 considerando composición nominal sin particionado. . . . .	40
4.15	Curvas TTT y CTT obtenidas con JMatPro <sup>®</sup> de acero 2212 considerando composición nominal sin particionado. . . . .	40
4.16	Curvas TTT y CTT obtenidas con JMatPro <sup>®</sup> de acero 1212 y 2212 considerando un particionado total de carbono hacia la austenita. . . . .	41
4.17	Curvas dilatométricas y derivadas de acero 1212 (izquierda) y 2212 (derecha) para la determinación de $Ac_3$ . . . . .	41
4.18	Curvas de enfriamiento a diferentes rapidezces de enfriamiento para los aceros 1212 y 2212. . . . .	42
4.19	Diagrama CCT de acero 1212. HV = Vickers Hardness (Dureza Vickers). Los puntos azules indican el inicio y fin de las transformaciones. . . . .	43

4.20	Diagrama CCT de acero 2212. HV = Vickers Hardness (Dureza Vickers). Los puntos azules indican el inicio y fin de las transformaciones. . . . .	43
4.21	Imágenes de microscopía óptica en muestras de acero 1212 enfriadas a diferentes rapidezces y microestructura observada. Nota: La imagen con rapidez de enfriamiento 0,1C/s y 1000X está a 500X para apreciar mejor las diferentes microestructuras. . . . .	44
4.22	Imágenes de microscopía óptica en muestras de acero 2212 enfriadas a diferentes rapidezces y microestructura observada. . . . .	45
4.23	Imagen de microscopía óptica a 500X de acero 1212 enfriado a 0.1°C/s en ensayo CCT. Se observa fase perlítica, martensítica, bainítica y ferrítica. . . . .	45
4.24	Imagen de microscopía óptica a 500X de acero 2212 enfriado a 0.1°C/s en ensayo CCT. Se observa bainita y perlita. . . . .	46
4.25	Curvas dilatométricas de acero 1212 en escala logarítmica para las diferentes isothermas: 500 °C, 450 °C, 400 °C, 350 °C y 300 °C. . . . .	47
4.26	Curvas dilatométricas de acero 2212 en escala logarítmica para las diferentes isothermas: 500 °C, 450 °C, 400 °C, 350 °C y 300 °C. . . . .	48
4.27	Diagrama TTT del acero 1212. . . . .	49
4.28	Diagrama TTT del acero 2212. . . . .	49
4.29	Diagrama CTT medido del acero 1212 (izquierda) junto al diagrama calculado por JMatPro (derecha). . . . .	50
4.30	Diagrama CTT medido del acero 2212 (izquierda) junto al diagrama calculado por JMatPro (derecha). . . . .	51
4.31	Diagrama TTT medido del acero 1212 (izquierda) junto al diagrama calculado por JMatPro (derecha). . . . .	52
4.32	Diagrama TTT medido del acero 2212 (izquierda) junto al diagrama calculado por JMatPro (derecha). . . . .	52
4.33	Curva calculada de fracciones de fase y austenita retenida teórica a diferentes temperaturas de temple para el acero 1212. La fracción de austenita retenida máxima posible es de 0.33 a una temperatura de temple de 185°C. Con un 1.5 % de carbono. . . . .	53
4.34	Curva calculada de fracciones de fase y austenita retenida teórica a diferentes temperaturas de temple para el acero 2212. La fracción de austenita retenida máxima posible es de 0.50 a una temperatura de temple de 121°C. Con un 1.5 % de carbono. . . . .	54
4.35	Diagrama de propuesta de tratamiento térmico de temple y particionado. . . . .	56

# Lista de tablas

2.1	Composición química en porcentaje en peso de aceros Q&P comerciales.	14
2.2	Función de principales elementos aleantes en aceros Q&P. . . . .	16
2.3	Fases presentes en aceros Q&P comerciales [22]. . . . .	16
3.1	Composiciones químicas de aceros grado 1212 y 2212 en wt. % . . . . .	23
3.2	Composiciones químicas medidas de aceros grado 1212 y 2212 en wt. %	23
3.3	Proceso de preparación de muestras metalográficas para microscopía. .	25
4.1	Inclusiones presentes en los aceros 1212 y 2212. . . . .	34
4.2	Comparación de los resultados de austenita retenida máxima y temperatura de temple entre los obtenidos por QPQT y los reportados por el proyecto OPTIDAMATOL. . . . .	37
4.3	Porcentaje de error entre resultados de austenita retenida, temperatura de temple y porcentaje de carbono obtenidos por QPQT y los reportados por el proyecto OPTIDAMATOL. . . . .	37
4.4	Fraciones de austenita medida y calculada por QPQT de diferentes aceros Q&P consultados en bibliografía. . . . .	38
4.5	Tiempos de inicio y final de transformación de aceros 1212 y 2212 para las diferentes isothermas. . . . .	48
4.6	Temperaturas de temple ideal, fracción máxima de austenita retenida y porcentaje de carbono para acero 1212 y 2212. . . . .	53

# Abreviaturas

- AHSS** *Advanced High Strength Steels*, Aceros Avanzados de Alta Resistencia.
- AUST. SS** *Austenitic Stainless Steel*, Aceros inoxidables austeníticos.
- CCE** *Constrained-Carbon Equilibrium*, Equilibrio del carbono restringido.
- CCT** *Continuous Cooling Transformation*, Transformación en enfriamiento continuo.
- DP** *Dual Phase*, Doble Fase.
- EDS** *Energy-dispersive X-ray spectroscopy*, Fluorescencia de rayos-X por energía dispersiva.
- EPMA** *Electron Probe Microanalysis*, Microanálisis por sonda electrónica.
- HSS** *High Strength Steels*, Aceros de Alta Resistencia.
- L-IP** *Lightweight Induced Plasticity Steels*, Aceros ligeros con plasticidad inducida.
- PT** *Partitioning Temperature*, Temperatura de particionado.
- Q&P** *Quench and Partitioning*, Temple y particionado.
- QT** *Quench Temperature*, Temperatura de temple.
- RD** *Rolling Direction*, Dirección de laminado.
- SEM** *Scanning Electron Microscopy*, Microscopía electrónica de barrido.
- TEM** *Transmission Electron Microscopy*, Microscopía electrónica de transmisión.
- TRIP** *Transformation Induced Plasticity Steel*, Plasticidad Inducida por Transformación.
- TTT** *Time Temperature Transformation*, Tiempo Temperatura Transformación.
- TWIP** *Twinning Induced Plasticity*.
- VIM** *Vacuum Induction Melting*, Fundición por inducción al vacío.

# 1. Introducción

El acero es el material metálico más utilizado hoy en día. Debido a sus excelentes propiedades mecánicas tiene un rango de aplicación en muchas industrias diferentes.

Gracias a ello, su producción ha crecido enormemente en décadas recientes, como se ve en la Figura 1.1. Únicamente en el año 2021 se produjeron 1,951 millones de toneladas de acero [1].

La rampante crisis ambiental en conjunto con el rápido desarrollo tecnológico han demandado aceros avanzados con propiedades cada vez más ambiciosas. Desde el aligeramiento del peso en automóviles para incrementar la eficiencia del combustible, hasta la fabricación de aceros avanzados de alta resistencia por procesos energicamente menos demandantes.

La industria del acero no solo está teniendo un crecimiento en producción, sino que también está teniendo un gran crecimiento tecnológico, como es el caso del desarrollo de aceros avanzados.

Actualmente, una de las grandes áreas de desarrollo se centra en el control del crecimiento de microconstituyentes en la fabricación del acero, favoreciendo aquellos que den como resultado las propiedades mecánicas que se buscan. Existen diversos caminos para lograr dicho objetivo pero en el presente trabajo se abordará a través de los tratamientos térmicos. Particularmente, a través del temple y particionado.

Naturalmente, el diseño, fabricación y ensayo de un acero innovador representa una enorme tarea por lo que el presente trabajo se delimitara únicamente a la fabricación

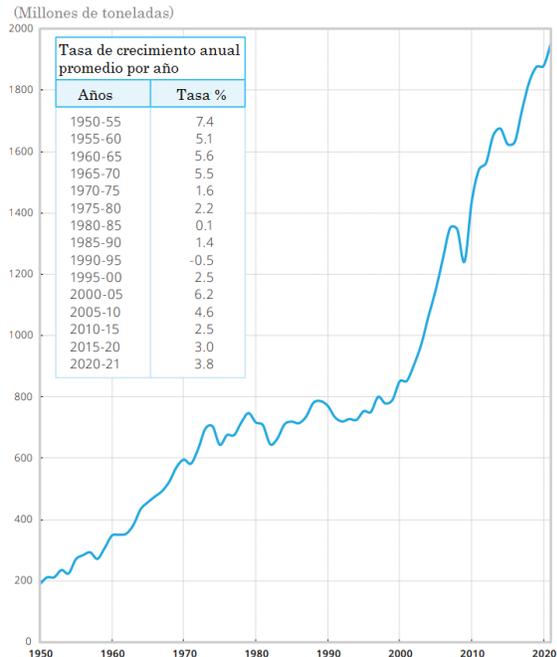


Figura 1.1: Producción de acero en millones de toneladas por año. Traducido de [1].

y caracterización de aceros candidatos para un proceso de temple y particionado, así como la determinación y diseño de los parámetros óptimos del proceso.

## 1.1. Objetivo general

Diseñar un tratamiento térmico de temple y particionado para fabricar aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) tomando en cuenta la microestructura, temperaturas de transformación características y posible segregación de los aceros candidatos.

## 1.2. Objetivos particulares

1. Fabricar, a través de fundición por inducción al vacío, los aceros candidatos para el proceso de temple y particionado.
2. Caracterizar la microestructura, inclusiones y posible segregación de los aceros candidatos una vez fabricados por medio de microscopía óptica, SEM y EDS.
3. Desarrollar y validar una herramienta computacional para facilitar el cálculo de la temperatura ideal de temple en un proceso de temple y particionado para aceros con diferentes composiciones.
4. Por medio de dilatometría, obtener las temperaturas de transformación  $A_{c3}$ , las temperaturas de iniciación de la transformación martensítica  $M_s$  y los diagramas TTT y CCT de los aceros candidatos para el proceso de temple y particionado.
5. Diseñar un tratamiento térmico de temple y particionado para los aceros candidatos tomando en cuenta el cálculo teórico así como los resultados térmicos y microestructurales.

## 2. Antecedentes

### 2.1. Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)

La industria automotriz ha sido uno de los principales mercados del acero laminado [2], es por ello que los grandes avances tecnológicos de esta área se han dado gracias al desarrollo de los vehículos. En esta labor, es necesario considerar múltiples objetivos: desde la reducción del peso para mejorar la eficiencia energética, hasta las normas de seguridad impuestas por diferentes gobiernos. En la búsqueda de satisfacer todos los retos planteados es que se desarrollaron los aceros avanzados de alta resistencia.

Estos aceros son complejos y sofisticados, por lo que se eligen con cuidado los elementos aleantes así como los procesos de fabricación para obtener microestructuras multifásicas con propiedades mecánicas ad hoc. El desarrollo de éstos parte de los denominados aceros de alta resistencia (HSS).

#### 2.1.1. Aceros de alta resistencia (HSS)

Los aceros de alta resistencia son aceros de una sola fase cuyo esfuerzo de cedencia está entre 210 y 550 MPa, mientras que los aceros de ultra alta resistencia tienen esfuerzos de cedencia mayores a 550 MPa [3]. Ejemplos de éstos son:

- Aceros libres de elementos intersticiales (IF).
- Aceros endurecidos por horneado (Bake-Hardenable)
- Aceros carbono-manganeso (C-Mn)
- Aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA)

Su principal desventaja es que al aumentar su resistencia reducían considerablemente su ductilidad, lo cual implicaba un detrimento en la formabilidad, propiedad sumamente importante en la fabricación de piezas de automóvil por procesos de estampado.

La relación entre resistencia y ductilidad de estos aceros fue la que le dio forma al conocido "diagrama de la banana" que se muestra en la Figura 2.1 y que muestra

como aumentar la resistencia mecánica penaliza la ductilidad, y al contrario, mejorar la formabilidad lleva aparejada pérdida en resistencia mecánica.

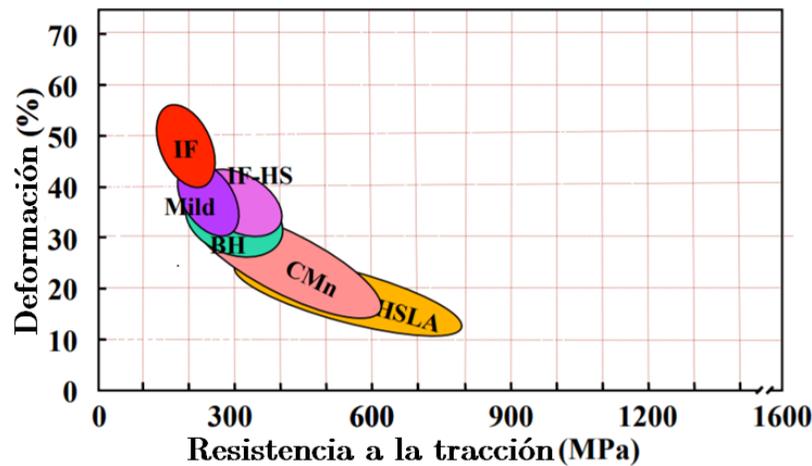


Figura 2.1: Diagrama de familias de HSS en función de su resistencia y porcentaje de deformación [4].

La restricción en la complejidad de las partes que se fabricaban con los HSS así como la creciente búsqueda en optimizar los métodos de manufactura para volúmenes aún más grandes de vehículos fue lo que dio pie al desarrollo de la primera generación de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), gracias al programa ULSAB-AVC (*Ultra Light Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concept*) donde participaron más 35 compañías de 18 países diferentes.

### 2.1.2. Primera generación

La principal diferencia entre los HSS y la primera generación de AHSS es la presencia de múltiples fases en la microestructura, la mayoría de éstas teniendo una base ferrítica. Esto provocó un aumento en la resistencia a la tracción de dichos materiales, lo cual queda evidenciado en la Figura 2.2.

Los ejemplos más representativos de esta generación son los aceros de fase dual (DP) y los aceros de plasticidad inducida por deformación (TRIP).

Los aceros martensíticos, señalados en azul en la Figura 2.2, se producen por un temple desde la temperatura de austenización. Seguido a esto suelen tener un revenido para mejorar su ductilidad.

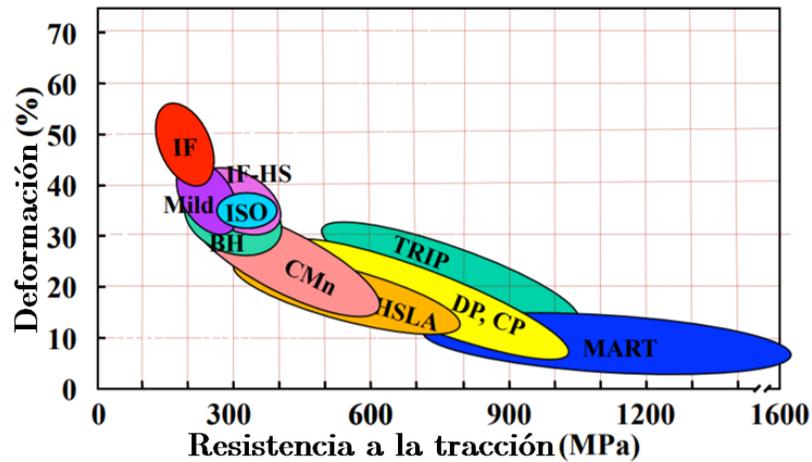


Figura 2.2: Diagrama de HSS y la primera generación de AHSS en función de su resistencia y porcentaje de deformación [4].

### Aceros de doble fase (DP)

Los aceros DP han sido desarrollados desde la década de los 80s y hoy en día son uno de los AHSS más utilizados en la industria automovilística gracias a su relación entre resistencia, formabilidad y facilidad de producción.

Generalmente presentan una matriz ferrítica suave en conjunto con martensita, como se muestra en la Figura 2.3. En algunas ocasiones se puede presentar bainita e inclusive se han reportado aceros DP que presentan austenita retenida [5].

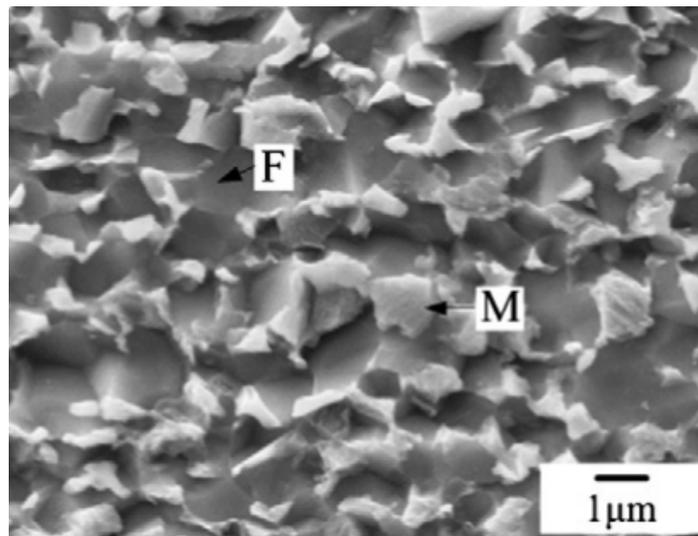


Figura 2.3: Imagen obtenida por SEM mostrando la microestructura de un acero DP, donde M señala martensita y F señala ferrita [6].

La resistencia en esta familia de aceros está dada por la cantidad de martensita presente, mientras que la ductilidad depende del tamaño y la distribución de ésta [7].

### Aceros de plasticidad inducida por deformación (TRIP)

Los aceros TRIP son ampliamente utilizados en la fabricación del chasis de los automóviles, donde además de ser ligeros proporcionan la seguridad necesaria. La principal característica de estos aceros es el endurecimiento por deformación, producto de la transformación de austenita retenida en martensita. A este proceso se le conoce como efecto TRIP y se ejemplifica en la Figura 2.4.

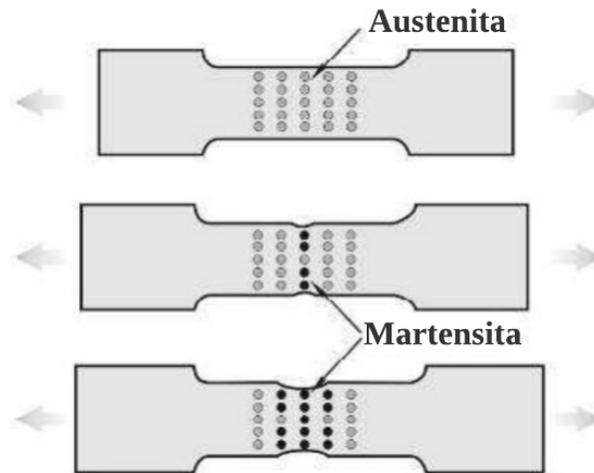


Figura 2.4: Ilustración del efecto TRIP en una probeta de tracción [7].

Los aceros TRIP tienen una microestructura con diferentes microconstituyentes: Ferrita  $\alpha$  (50 – 55%), bainita (30 – 35%), austenita retenida  $\gamma_r$  (0.07 – 0.15%) y martensita (1 – 5%) [8]. El más importante de ellos es la austenita retenida.

#### 2.1.3. Segunda generación

Conforme el avance tecnológico siguió progresando y las demandas de materiales cada vez más resistentes incrementaron se desarrolló la segunda generación de AHSS. Esta familia de aceros muestra un gran incremento tanto en resistencia como ductilidad en comparación a la primera generación de AHSS, como se observa en la Figura 2.5.

Dentro de este grupo existen tres tipos de materiales:

- Aceros TWIP (Twinning Induced Plasticity)
- Aceros inoxidables austeníticos (AUST. SS)
- Aceros ligeros con plasticidad inducida (L-IP)

En esta sección únicamente se abordará brevemente la familia más característica de esta generación: Los aceros TWIP.

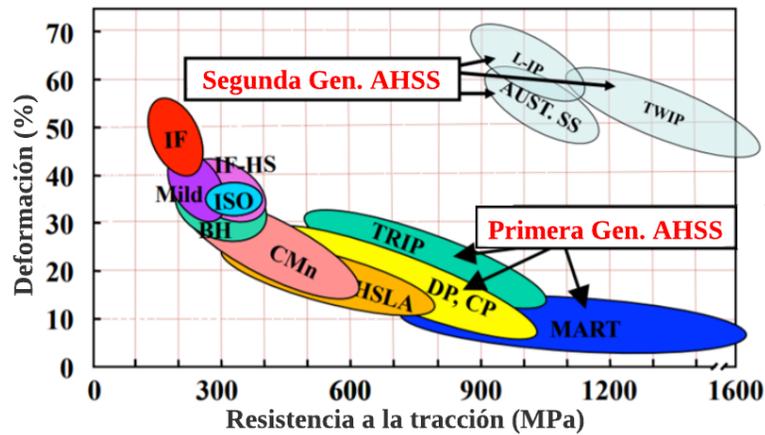


Figura 2.5: Diagrama de resistencia y ductilidad de familias de AHSS de primera y segunda generación [9].

### Aceros TWIP

Los aceros TWIP tienen un contenido de manganeso muy alto, alrededor del 17-24%, lo que provoca que a temperatura ambiente su microestructura sea completamente austenítica. En estos aceros el principal método de deformación se da a través del maclado al interior de los granos, lo que provoca una tasa de endurecimiento muy grande, conforme la estructura se vuelve cada vez más fina.

Como se observa en las curvas de esfuerzo-deformación de la Figura 2.6, estos aceros presentan una resistencia y ductilidad muy altas en comparación a los aceros AHSS de primera generación (DP y TRIP). No obstante, debido a los altos costos de producción y problemas técnicos asociados en su fabricación (evaporación de Mn, alta segregación, etc..) no se han podido utilizar plenamente en la industria.

Con el fin de disminuir los costos de producción sin penalizar las propiedades mecánicas se desarrolla la tercera generación de AHSS.

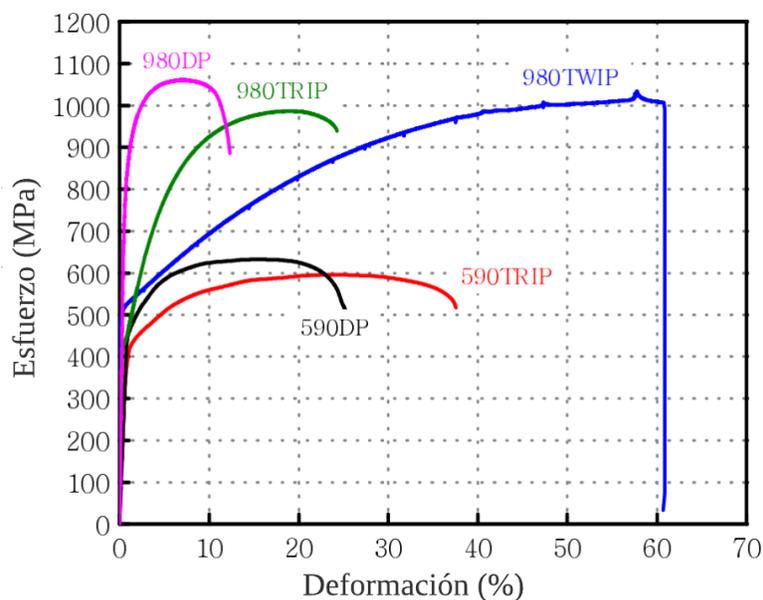


Figura 2.6: Curvas esfuerzo-deformación de diferentes aceros avanzados [10].

#### 2.1.4. Tercera generación

El principal objetivo del desarrollo de los aceros AHSS de tercera generación fue encontrar un equilibrio de propiedades entre los aceros AHSS de primera generación y de segunda generación, donde se utilizara menor cantidad de elementos aleantes y por lo tanto un menor costo de producción. Estos nuevos materiales buscan llenar el gran espacio vacío entre generaciones de la Figura 2.5, como se ve en la Figura 2.7. Esta nueva generación de aceros se caracteriza por tener microestructuras multifásicas, a diferencia de las microestructuras austeníticas de la segunda generación o de las ferríticas de la primera.

Un nuevo método para obtener aceros con microestructuras multifásicas fue propuesto por Speer *et al.* [12] gracias a un mejor entendimiento de la difusión de carbono de la martensita hacia la austenita. Este proceso fue llamado temple y particionado.

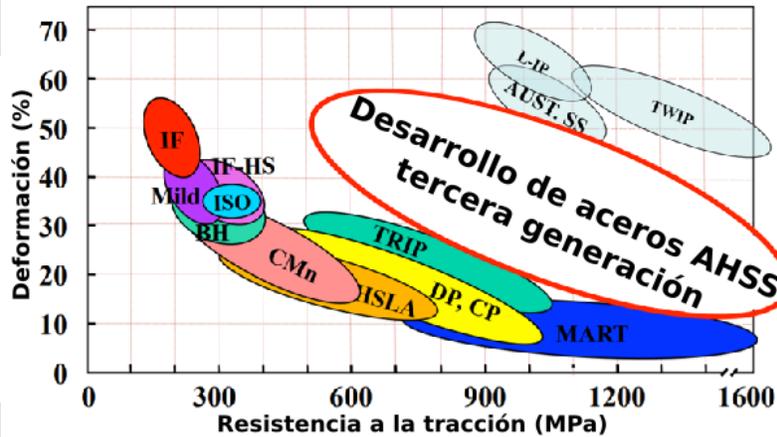


Figura 2.7: Diagrama de resistencia y ductilidad mostrando el área de oportunidad para aceros AHSS de tercera generación [11].

## 2.2. Temple y particionado

El proceso de temple y particionado (Q&P) ha sido desarrollado desde el 2003 con el fin de lograr obtener aceros con microestructuras ricas en austenita retenida. Dicha fase aportaría la ductilidad mientras que la martensita aportaría la dureza, obteniendo entonces un material con propiedades mecánicas muy atractivas.

El temple y particionado es un tratamiento térmico que consiste en dos pasos, como se muestra en la Figura 2.8.

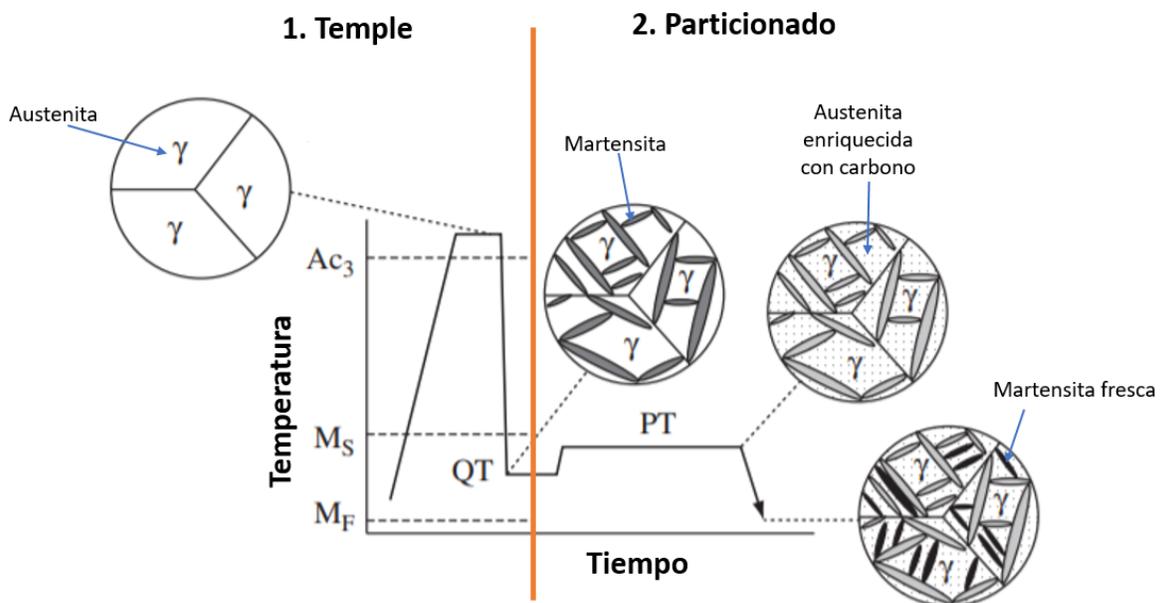


Figura 2.8: Diagrama del proceso de temple y particionado [13].

El primer paso es el temple. En éste se eleva la temperatura por arriba de la temperatura  $Ac_3$  con el fin de austenitizar completamente al acero. Después de mantener el material a esta temperatura durante un tiempo dado, se temple a una temperatura (QT) entre  $M_s$  y  $M_f$ . Dicha temperatura se elige cuidadosamente, como se describirá más adelante en este trabajo. Al finalizar el temple interrumpido, la microestructura resultante será una combinación de martensita y austenita sin transformar.

El segundo paso es el particionado. Para ello se eleva la temperatura del acero a una temperatura de particionado (PT), a la cuál el carbono difunde desde la martensita hacia la austenita. Por último, el acero se temple hasta temperatura ambiente, obteniéndose una microestructura con austenita metaestable enriquecida con carbono y dos martensitas, una formada en el primer temple y otra formada en el último temple. Ésta última se conoce como martensita fresca.

Dicha difusión del carbono desde la martensita hacia la austenita retenida es el particionado.

### 2.2.1. Particionado del carbono

El particionado del carbono desde martensita hacia austenita es un fenómeno que se conoce desde hace ya tiempo, sin embargo, había sido ignorado en la fabricación de aceros por dos razones:

1. Las temperaturas usuales de temple en aceros son muy bajas para que exista una difusión considerable de carbono.
2. La sobre saturación del carbono en la martensita es normalmente eliminada por otros medios, como lo son la formación de carburos u otras fases, tal y como ocurre en el revenido.

No obstante, el particionado ha tomado suma importancia en el desarrollo de aceros avanzados de tercera generación por lo que Speer et al. [12] desarrollaron un modelo para entender el particionado desde martensita recién formada hacia austenita y así poder proponer un tratamiento térmico.

Dicho modelo predice el punto final de particionado en el cual la martensita se encuentra en equilibrio metaestable con la austenita. Para ello se planteó el criterio de equilibrio de carbono restringido (CCE Constrained-Carbon Equilibrium) [14], el cual tiene dos consideraciones importantes [15]:

1. El potencial químico del carbono tanto en la martensita como en la austenita es igual.
2. El particionado del carbono se da bajo la suposición de que la interfase entre la austenita y la martensita es fija, es decir, ninguna fase crece dentro de la otra. Esto implica que el hierro y átomos sustitucionales se conservan en cada fase y el único elemento que difunde es el carbono. Sin embargo, estudios recientes [16]

han demostrado no solo que existe un movimiento de la interfase entre martensita y austenita, sino que dicho movimiento es de vital importancia en las propiedades mecánicas resultantes del acero.

Después fue evidenciado experimentalmente que la interfase entre austenita y martensita sí puede migrar [17], lo que en contexto significa que la fracción de austenita después del primer temple puede ser diferente a la fracción de austenita después del particionado. Es posible calcular la migración entre ambas fases, donde es importante notar que se puede llevar a cabo en cualquier dirección [16].

Es de suma importancia notar que la formación de carburos no está contemplada dentro del modelo clásico de particionado.

### 2.2.2. Prevención de formación de carburos

La ausencia de formación de carburos es fundamental en el proceso de temple y particionado, puesto que cualquier carburo formado consumiría carbono que de otra forma enriquecería la austenita y además sería perjudicial en términos mecánicos. De igual forma, el modelo de equilibrio de carbono restringido no sería válido si existiera una fase ferrítica estabilizada con la formación de carburos. Es por ello que es necesario conocer y controlar la precipitación del carbono mediante el uso de elementos aleantes.

Es bien sabido que el silicio como elemento aleante evita la formación de cementita [18], es por ello que es un constituyente importante en la composición de aceros de temple y particionado. Por otro lado, el aluminio también ha permitido obtener resultados similares y presenta una alternativa al silicio en la prevención de formación de carburos. Finalmente, el fósforo, particularmente en presencia de silicio, ha demostrado también evitar la formación de cementita [19].

### 2.2.3. Temperatura de temple ideal

Un punto clave del proceso de temple y particionado es la selección de la temperatura de temple ideal. Dicha temperatura es aquella que maximice la cantidad de austenita retenida a temperatura ambiente al final del proceso. Speer *et al.* [12] propusieron un método para calcularla utilizando la ecuación de Koistinen-Marburger (K-M) y una ecuación que prediga la temperatura de inicio de transformación martensítica ( $M_s$ ).

La ecuación Koistinen-Marburger (K-M) [20] se muestra en la Ec. 2.1:

$$f_m = 1 - e^{\alpha(M_s - QT)} \quad (2.1)$$

Se utiliza para predecir la fracción de martensita formada al enfriar por debajo de  $M_s$ , donde  $f_m$  es la fracción de martensita,  $QT$  es la temperatura de temple y  $\alpha$  es un parámetro que puede estimarse de acuerdo a la expresión empírica propuesta por van Bohemen [21] en la Ec 2.2:

$$\alpha = 27.2 - \sum_i S_i x_i - 19.8[1 - \exp(-1.56x_C)] \quad (2.2)$$

donde:

$$\sum_i S_i x_i = 0.14x_{Mn} + 0.21x_{Si} + 0.11x_{Cr} + 0.08x_{Ni} + 0.05x_{Mo} \quad (2.3)$$

Cuyas unidades son  $\times 10^{-3}K^{-1}$  y  $x_i$  es el porcentaje en peso (wt. %) del elemento aleante  $i$ .

En la bibliografía existen diversas ecuaciones empíricas para estimar la temperatura de inicio de la transformación martensítica en aceros dependiendo de su composición. Una de las más utilizadas gracias a su precisión es la propuesta por van Bohemen [21]:

$$M_s = 565 - \sum_i K_i x_i - 600[1 - \exp(-0.96x_C)] \quad (2.4)$$

con:

$$\sum_i K_i x_i = 31x_{Mn} + 13x_{Si} + 10x_{Cr} + 18x_{Ni} + 12x_{Mo} \quad (2.5)$$

Donde  $x_i$  es el porcentaje en peso (% wt) del elemento aleante  $i$ .

A continuación se describe el proceso para la selección de la temperatura de temple ideal. Primeramente, se debe calcular la fracción de martensita formada a una temperatura dada usando la Ec. 2.1. Con ella también se puede estimar la fracción de austenita, ya que la suma de ambas fracciones debe ser igual a uno (Ec. 2.6), suponiendo que no se forman carburos ni otras fases.

$$f_m + f_a = 1 \quad (2.6)$$

Seguido, se asume que existe un particionado completo del carbono desde la martensita hacia la austenita. Es decir:

$$f_a \cdot \%C_a = \%C_{total} \quad (2.7)$$

Donde  $\%C_a$  es el porcentaje de carbono dentro de la austenita y  $\%C_{total}$  es el porcentaje de carbono total de la aleación. Por último, con este nuevo porcentaje de carbono es posible estimar la temperatura de transformación martensítica usando la Ecuación 2.4. Con esta nueva temperatura y utilizando de nuevo la Ecuación 2.1 se estima la fracción de austenita final cuando el acero es templado a temperatura ambiente.

Usando este procedimiento se puede trazar la gráfica de la Figura 2.9, donde es posible ver las diferentes fracciones microestructurales para diferentes temperaturas de temple en el proceso Q&P. Las curvas de martensita y austenita inicial se refieren a

las fases formadas en el primer temple, mientras que la martensita nueva es aquella que se forma en el segundo temple. La curva de austenita retenida representa la cantidad de austenita estabilizada a temperatura ambiente. Asimismo, en un segundo eje, se muestra el porcentaje de carbono dentro de la austenita al momento de particionar. A temperaturas de temple bajas, la fracción de austenita es muy pequeña, dando como resultado una gran concentración del carbono en dicha fase. Motivo por el cual, bajo este modelo, los porcentajes de carbono son muy elevados a temperaturas cercanas a la ambiente.

Sin embargo, la fase de mayor interés es la austenita retenida y aquella temperatura de temple donde la fracción de austenita retenida es máxima será la temperatura de temple ideal para dicho acero.

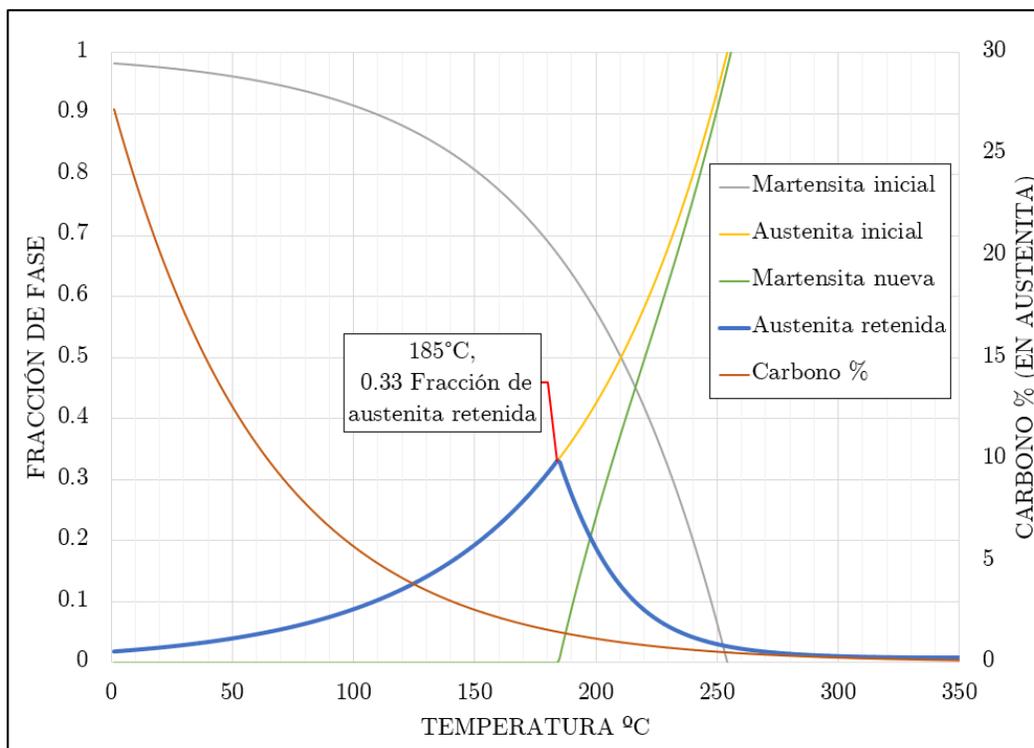


Figura 2.9: Diagrama de fracciones microestructurales calculadas de un acero con composición 0.25 %C - 1.5 %Mn - 0.2 %Ni - 0.3 %Cr - %0.25Mo - %2.0Si - %0.02Nb - %0.01N.

Por arriba de la temperatura de temple ideal, a pesar que existe una fracción de austenita muy alta, el carbono disponible no es suficiente para disminuir la temperatura  $M_s$  por debajo de la temperatura ambiente y esto da pie a la formación de una nueva martensita. Por el contrario, si la temperatura de temple es muy baja, la mayoría de la austenita es transformada a martensita en el primer temple de forma que la cantidad de austenita retenida final es muy baja.

Es importante notar que este procedimiento no solo estima la temperatura de temple ideal, sino también la fracción de austenita retenida ideal al final del proceso Q&P.

## 2.3. Propiedades de aceros Q&P

### 2.3.1. Composición química y microaleaciones

Debido a que los aceros Q&P son relativamente novedosos, la composición química puede variar considerablemente de un estudio a otro. En la Tabla 2.1 se muestra la composición química típica de los aceros Q&P comerciales. El C, Mn y Si son elementos aleantes presentes en todos los aceros Q&P, mientras que los demás elementos pueden estar o no presentes de acuerdo a las propiedades finales que se busquen en el material.

Tabla 2.1: Composición química en porcentaje en peso de aceros Q&P comerciales [22].

C	Mn	Si	Al	P	S
0.15–0.30 %	1.5–3.0 %	1.0–2.0 %	0.02–0.06 %	<0.015 %	<0.01

La función de cada elemento aleante se describe a continuación.

#### Carbono

El carbono es el elemento aleante primordial de los aceros Q&P y de él surge el concepto de temple y particionado. Asimismo, es el elemento con el mayor efecto estabilizador sobre la austenita. Los porcentajes en peso pueden ir desde 0.15 % [23] hasta porcentajes muy altos como el analizado por [24] con 1.01 %.

Por lo general, entre mayor sea el contenido de carbono, mayor será la cantidad de austenita retenida final. Sin embargo, porcentajes muy altos de carbono pueden conllevar la formación de fases secundarias, así como carburos.

#### Manganeso

La función principal del manganeso es aumentar la templabilidad del acero, debido a que reduce  $M_s$ . Asimismo, puede retardar la formación de microestructuras secundarias en el templado. Como consecuencia de ello, también tiene un efecto estabilizador sobre la austenita y está presente en todos los aceros de temple y particionado.

#### Silicio

En conjunto con el manganeso, el silicio es un elemento primordial en esta familia de aceros, ya que retarda la formación de cementita gracias a la poca solubilidad que existe entre ellos. La formación de cementita es una reacción poco deseable ya que consume carbono que de otra forma podría ser utilizado para el enriquecimiento y estabilización de la austenita.

### **Aluminio**

El aluminio ha sido utilizado desde hace tiempo en aceros TRIP como una alternativa al silicio para evitar la formación de cementita [25]. Sin embargo, el aluminio también ha demostrado acelerar la formación de bainita [26], proceso no muy deseado en la fabricación de aceros Q&P donde se busca minimizar la formación de fases secundarias.

### **Níquel**

Recientemente se ha demostrado que el níquel aumenta la estabilidad de la austenita retenida por medio de la disminución del contenido de carbono necesario para mantener austenita a temperatura ambiente en aceros Q&P [27]. Por otra parte, el níquel previene la formación de perlita durante el particionado.

### **Niobio**

El niobio es un fuerte formador de carburos estables dentro de los aceros. Dichos carburos restringen el crecimiento de grano de la austenita y aumentan la temperatura de recrystalización de la misma. Este efecto es apreciable con cantidades muy pequeñas de Nb en peso (alrededor de 0.1 %).

### **Molibdeno**

El molibdeno en pequeñas cantidades puede incrementar la resistencia y templabilidad de los aceros y aumentar la tenacidad después del temple. En la serie 40xx de aceros AISI se utiliza 0.25 % en peso puesto que dicha composición ha demostrado los mejores resultados en términos de propiedades mecánicas.

### **Cromo**

De forma similar al molibdeno, el cromo ha demostrado incrementar la resistencia, templabilidad y resistencia al desgaste de los aceros. Por otro lado, el cromo puede reemplazar al hierro en la cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) para formar el carburo  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ .

La Tabla 2.2 presenta un resumen de los principales elementos aleantes y su función dentro de los aceros Q&P.

Tabla 2.2: Función de principales elementos aleantes en aceros Q&amp;P.

Elemento	Función
C	Elemento aleante principal. Estabilizar austenita.
Mn	Aumentar templabilidad y estabilizar austenita.
Si	Prevención de formación de carburos y retardador de cementita.
Al	Prevención de formación de carburos.
Ni	Estabilizar austenita.
Nb	Refinar el tamaño de grano de la austenita.
Mo	Aumentar templabilidad y resistencia mecánica.
Cr	Aumentar templabilidad y resistencia mecánica.

### 2.3.2. Microestructura

La microestructura de aceros Q&P comerciales está compuesta por las fases mostradas en la Tabla 2.3.

Tabla 2.3: Fases presentes en aceros Q&amp;P comerciales [22].

Fase	Fracción
Martensita	50–80 %
Ferrita	20–40 %
Austenita retenida	5–10 %

La ferrita se forma por el lento enfriamiento de la austenita, mientras que la martensita se crea en el templado. Como se mencionó anteriormente, la martensita puede ser martensita fresca cuando aparece en el segundo temple del proceso o simplemente martensita, cuando se origina desde el primer temple. Por último, la austenita retenida es estabilizada por el enriquecimiento de carbono que se da durante el particionado. Por lo general, cuanto menor sea la fracción de ferrita presente, mayor será la resistencia final del acero.

La Figura 2.10 es una micrografía de un acero Q&P comercial donde se muestran las diversas fases. La austenita en este caso se puede encontrar de forma nodular o dentro de las láminas de martensita.

Existen, por otro lado, investigaciones sobre aceros Q&P donde la microestructura carece de ferrita [28-30], lo que implica una resistencia mecánica mucho mayor. Por ejemplo, Carpio *et al.* [31] estudiaron un acero con una composición con alto contenido de manganeso en peso (0.2 %C–3.5 %Mn–1.5 %Si). Como consecuencia, la microestructura resultante fue mayoritariamente martensítica con pequeñas cantidades de austenita retenida y carburos, como se muestra en la Figura 2.11.

Es importante notar que las microestructuras suelen ser finas y con bastantes detalles por lo que no se suelen apreciar bien con microscopía óptica y muchas veces se prefieren las imágenes obtenidas por microscopía electrónica.

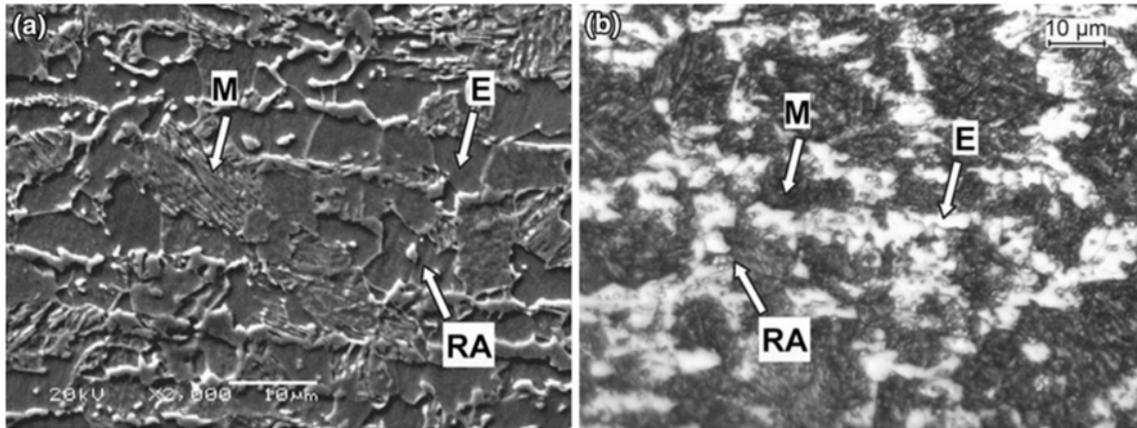


Figura 2.10: Micrografías de acero Q&P usando microscopio electrónico (a) y microscopio óptico (b). M simboliza martensita, RA austenita retenida y E ferrita [22].

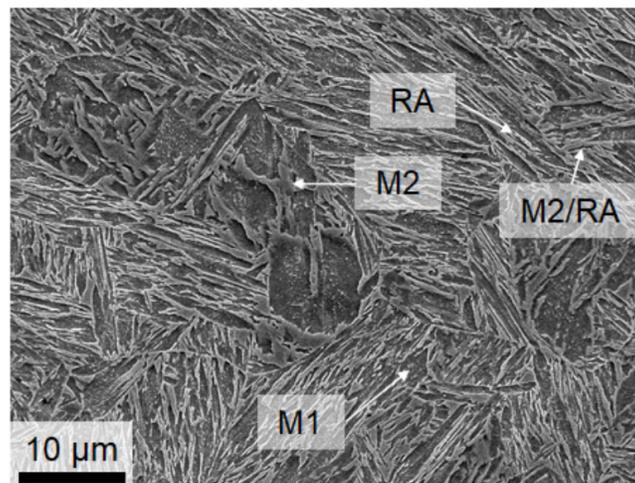


Figura 2.11: Micrografía por SEM de un acero Q&P con composición 0.2% C–3.5% Mn–1.5% Si. M1 es martensita formada en el primer temple, M2 martensita fresca y RA austenita retenida [31].

### 2.3.3. Propiedades mecánicas

Actualmente, la mayoría de la investigación en aceros Q&P se ha desarrollado alrededor de los parámetros del tratamiento térmico con el fin de optimizar las propiedades mecánicas. Aunado a ello, la gran variedad en composiciones químicas así como microestructuras posibles da como resultado un gran espectro de propiedades mecánicas, en el cual, se busca maximizar la resistencia del material sin penalizar demasiado su tenacidad. Sin embargo, en todos los casos, la presencia de austenita retenida se considera beneficiosa gracias al efecto TRIP.

Como se mencionó anteriormente, en el efecto TRIP, la deformación sobre el material transforma la austenita retenida metaestable a martensita. Este proceso endurece al material durante la deformación.

También es importante notar que, no solo la cantidad, sino también la estabilidad de la austenita retenida final juega un papel importante en las propiedades mecánicas finales. Si la austenita retenida es sumamente estable, esta nunca se transformará en martensita y el material no sufrirá ningún endurecimiento. Por el contrario, si la austenita sufre transformaciones en deformaciones muy bajas, sería más susceptible a sufrir *necking* [32]. Fenómeno en el cual la concentración de esfuerzos por la reducción de área en la deformación plástica es mayor al endurecimiento por la deformación.

En la Figura 2.12 (a) se muestran cuatro casos hipotéticos con diferentes condiciones de estabilidad en la austenita. La aleación D es aquella que tiene la menor estabilidad ya que con pequeñas deformaciones su fracción volumétrica de martensita aumenta sustancialmente mientras que la aleación A es la que tiene mayor estabilidad y requiere mayor deformación para ser transformada.

Aunado a ello, se predijeron [33] las propiedades mecánicas en cada caso de estabilidad para diferentes fracciones iniciales de austenita. Estos resultados se muestran en la Figura 2.12 (b). En el caso de menor estabilidad (acero D), las propiedades mecánicas resultantes son similares a los aceros AHSS de primera generación, es decir, aceros con microestructuras de ferrita y martensita.

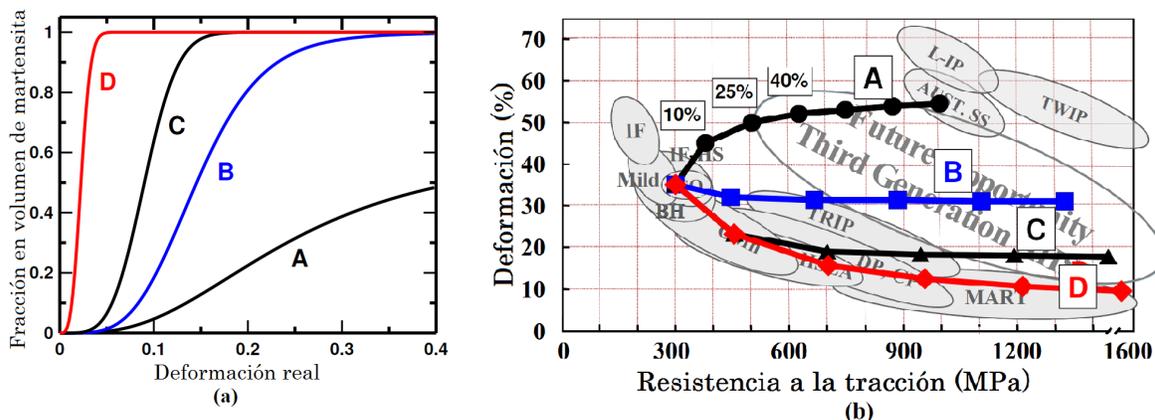


Figura 2.12: Estabilidad de la austenita retenida representada en dos diferentes contextos: (a) Estabilidad de la austenita retenida en función de la deformación y (b) ubicación predicha en diagrama esfuerzo-deformación de las diferentes estabilidades mostradas en (a). Cada punto representa una fracción inicial de austenita desde 0% hasta 85% [33].

### 2.3.4. Estabilidad de la austenita retenida.

Como se mostró en la sección anterior, la estabilidad de la austenita retenida juega un papel sumamente importante en las propiedades mecánicas de los aceros con efecto TRIP. Dicha estabilidad es afectada por diferentes factores como la composición química de la austenita retenida, su tamaño y su morfología. Debido a esto, es una tarea difícil determinar con certeza cuál es el efecto dominante sobre la estabilidad.

En un estudio sobre aceros TRIP [34], particularmente de la aleación Fe-0.2C-1.5Mn-1.5Si, se demostró que la estabilización de la austenita retenida era gobernada principalmente por la estabilización química debido al enriquecimiento de carbono de la austenita retenida. Este enriquecimiento disminuía considerablemente la  $M_s$ .

En estudios más recientes sobre aceros Q&P [35, 36] se ha demostrado que tanto el tamaño, como la morfología de la austenita juegan un papel más importante del que inicialmente se creía.

#### Morfologías de austenita retenida en aceros QP

La austenita retenida en aceros Q&P se ha reportado con dos diferentes morfologías que se pueden ver en la Figura 2.13:

1. Austenita en bloques.
2. Austenita laminar.

La austenita retenida en bloques generalmente está rodeada de ferrita mientras que la austenita retenida en láminas puede formarse alrededor de martensita con tamaños

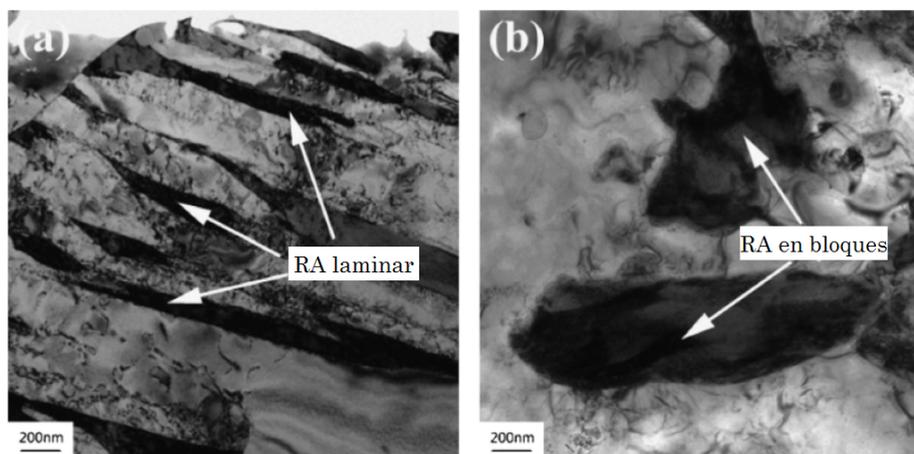


Figura 2.13: Micrografías obtenidas por TEM de austenita retenida laminar rodeada de martensita (a) y austenita retenida en bloques (b) de un acero Q&P [37].

en torno a los 100 nm de ancho [36, 37] o dentro de la bainita con un tamaño mucho menor (20-30 nm de ancho) [37].

En el acero Fe-0.22C-1.40Si-1.8Mn sometido a un proceso Q&P por [36], la austenita retenida en bloques tiene un contenido de carbono mayor (1.14 wt %) que la austenita retenida en láminas (0.64 wt %). A pesar de ello, la austenita retenida en láminas es mucho más estable mecánicamente. Esto coincide con los resultados de [35] donde la austenita retenida en bloques también muestra una menor estabilidad.

Existen dos posibles explicaciones para este fenómeno [36]:

1. La martensita que rodea las láminas de austenita retenida tiene un esfuerzo de cedencia mayor que la ferrita que rodea la austenita en bloques y esta resistente matriz martensítica puede suprimir la transformación de la austenita retenida.
2. La presión hidrostática como resultado de los esfuerzos residuales generados alrededor de la austenita retenida en láminas puede suprimir también la transformación.

## 2.4. Microsegregación en aceros Q&P

Hasta ahora, los modelos que predicen las fracciones de fase en aceros Q&P suponen una composición homogénea del acero, sin embargo, debido a que los aceros de Q&P contienen un gran porcentaje de manganeso, existe una gran posibilidad de que éste segregue, dando como resultado una variación composicional dentro del mismo acero. Esta segregación es producto del rechazo del manganeso en los espacios interdendríticos durante la solidificación [38]. Se ha observado que durante el laminado en caliente, el manganeso se alinea con la dirección de rolado, lo que promueve una estructura

homogénea a lo largo de la dirección de laminado pero heterogénea en la dirección normal al laminado [39].

Debido a la lenta cinética del manganeso, la homogeneización suele involucrar tratamientos térmicos largos a altas temperaturas [39] que no siempre son viables a escala industrial.

Este efecto fue estudiado en un acero con composición 0.3C-1.3Si-3.2Mn sometido a un proceso Q&P [40]. En la Figura 2.14 obtenida por microscopía óptica se observó un bandeo de zonas claras y oscuras. Las zonas oscuras fueron identificadas como martensita inicial formada en el primer temple, mientras que las zonas claras fueron martensita fresca formada en el segundo temple a temperatura ambiente.

Por otro lado, en la misma Figura 2.14, se realizaron análisis de composición por medio de EPMA a lo largo de la dirección normal donde el manganeso tuvo una variación entre 2.3 % wt y 3.9 % wt. A pesar de la alta incertidumbre de la técnica de EPMA, se puede concluir que las zonas claras de la micrografía tienen un alto contenido de manganeso mientras que las zonas oscuras tienen un bajo contenido.

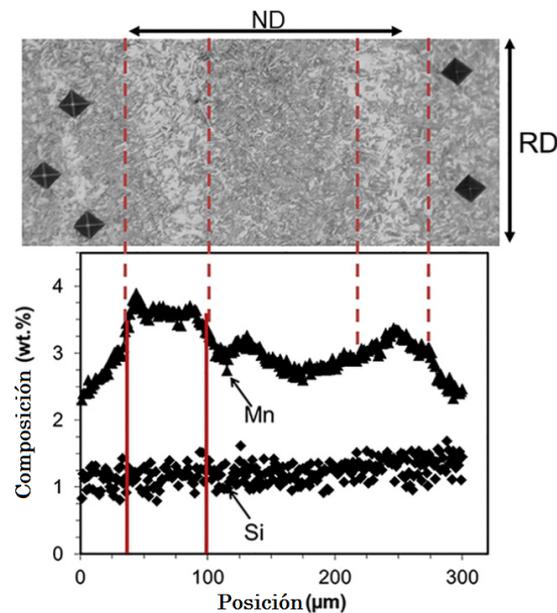


Figura 2.14: Micrografía óptica y distribución de Mn y Si a lo largo de la dirección normal en acero Q&P [40].

Otro estudio sobre un acero Q&P con composición 0.6C-1.6Si-1.25Mn-1.75Cr-0.15Mo-0.12V mostró resultados muy similares [41]. En la Figura 2.15 obtenida por SEM se observa igualmente un bandeo entre zonas claras y oscuras. En este caso, las zonas oscuras presentan una mayor cantidad de martensita inicial, mientras que las zonas claras son mayoritariamente austenita retenida o martensita formada en el último temple.

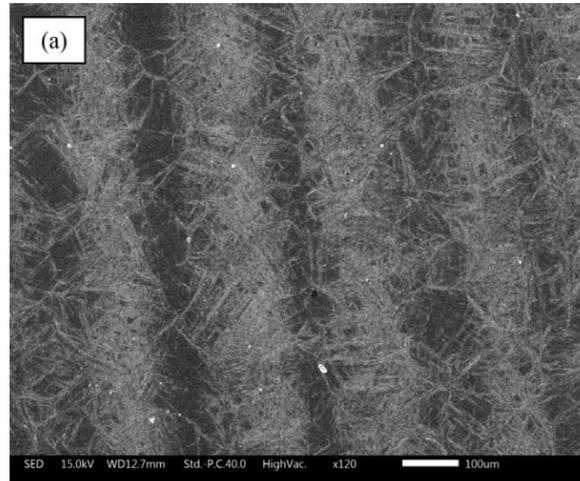


Figura 2.15: Micrografía por SEM de acero Q&P con bandeado [41].

Igualmente se realizó un análisis de composición por medio de EDS a través de las diferentes bandas, donde se reportó una variación del manganeso entre 1% y 1.75% (ver Figura 2.16). La temperatura  $M_s$  fue calculada para las diferentes composiciones de manganeso y existió una diferencia de hasta 40°C entre bandas.

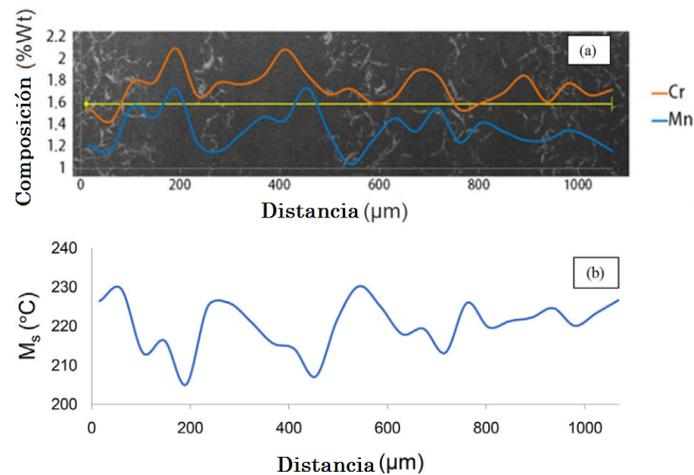


Figura 2.16: (a) Análisis de composición de Mn y Cr en acero Q&P a través de bandas. (b) Cálculo de  $M_s$  de acuerdo a la segregación observada [41].

A pesar que en aceros TRIP la segregación y bandeado no suelen tener un efecto muy importante en las propiedades mecánicas finales, el estudio de la segregación en aceros Q&P es de particular importancia ya que las variaciones en composición pueden dar como resultado una microestructura diferente a la prevista y por tanto, propiedades finales diferentes.

## 3. Materiales y desarrollo experimental

### 3.1. Materiales

#### 3.1.1. Composición química

Los aceros utilizados en este estudio fueron diseñados para el tratamiento térmico de temple y particionado con las composiciones químicas mostradas en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1: Composiciones químicas de aceros grado 1212 y 2212 en wt. %

Grado	C	Mn	Ni	Cr	Mo	Si	Nb	N
<b>1212</b>	0.50	1.5	0.2	0.3	0.25	2.0	0.02	0.01
<b>2212</b>	0.75	1.5	0.2	0.3	0.25	2.0	0.02	0.01

El alto contenido de Si y Mn es característico de aceros de Q&P puesto que ayudan a suprimir la formación de fases secundarias y carburos así como a mejorar la templeabilidad. Es importante notar que la única diferencia entre los dos grados de acero es el porcentaje de carbono.

Una vez fundidos los aceros mediante la técnica VIM, se midió la composición química por espectrometría de emisión óptica; los resultados se muestran en la Tabla 3.2. Las mayores variaciones se dieron en el manganeso, donde hubo una cantidad menor a la esperada. En el silicio ocurrió lo contrario y hubo una cantidad mayor a la esperada. No obstante, las diferencias estuvieron dentro del margen aceptable en la industria, con variaciones máximas de 0.03 en %wt, con excepción del silicio que tuvo una variación de 0.13. Estas variaciones pueden ser atribuidas al propio proceso de fundición.

Tabla 3.2: Composiciones químicas medidas de aceros grado 1212 y 2212 en wt. %

Grado	C	Mn	Ni	Cr	Mo	Si	Nb	N
<b>1212</b>	0.50	1.45	0.22	0.31	0.26	2.09	0.02	0.008
<b>2212</b>	0.74	1.48	0.22	0.33	0.26	2.13	0.022	0.013

### 3.1.2. Obtención de muestras

Debido a que la laminadora usada era de gran tamaño (grado industrial), los lingotes obtenidos eran muy cortos para poder ser ingresados. Es por esto que tuvieron que ser soldados en un extremo para formar una pieza más larga y poder ser laminados. Una vez laminados se obtuvo la barra de la Figura 3.1 donde la soldadura se encuentra en la parte central.



Figura 3.1: Barra de acero laminada. El extremo izquierdo es el acero 1212 y el derecho el acero 2212.

Para evitar que las altas temperaturas así como el material de aporte en el proceso de soldadura no afectara los análisis posteriores se decidieron descartar 35 cm de material del área central de la barra.

Los extremos opuestos de la soldadura se destinaron al análisis microestructural, dejando así la zona restante para los análisis térmicos, tal como se observa en el diagrama de la Figura 3.2

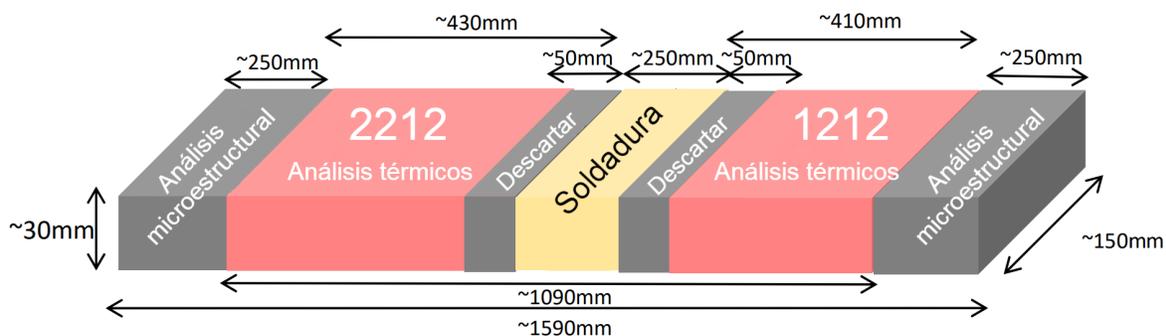


Figura 3.2: Diagrama de barra laminada de acero 1212 y 2212.

### 3.1.3. Caracterización microestructural

Desde las zonas destinadas para el análisis microestructural se extrajeron dos muestras diferentes, una paralela a la dirección de rodado y otra perpendicular, como se ve en la Figura 3.3.

Las muestras fueron preparadas de acuerdo al procedimiento descrito en la Tabla 3.3 usando una máquina de pulido Struers LaboPol-5 y atacadas sumergiéndolas en Nital al 2% por 10 segundos para revelar la microestructura. Las muestras fueron observadas con microscopía óptica, así como microscopía electrónica.

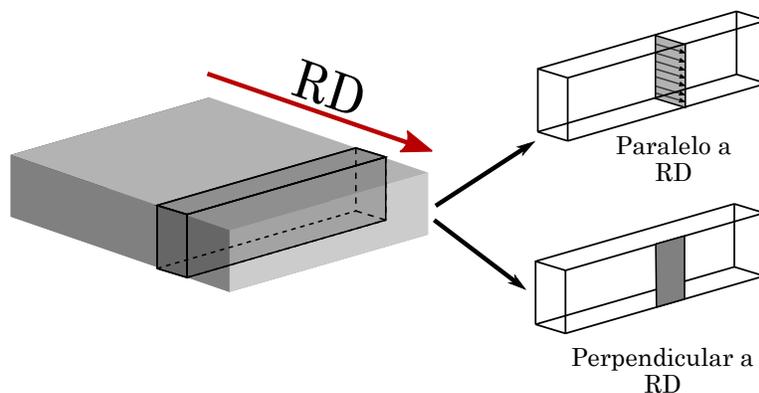


Figura 3.3: Diagrama de corte para caracterización microestructural. Las flechas muestran la dirección de laminado.

Tabla 3.3: Proceso de preparación de muestras metalográficas para microscopía.

Paso	Proceso
1	Desbaste con lija 400
2	Desbaste con lija 600
3	Desbaste con lija 800
4	Desbaste con lija 1200
5	Pulido con diamante $9\mu\text{m}$
6	Pulido con diamante $6\mu\text{m}$
7	Pulido con diamante $3\mu\text{m}$
8	Pulido con diamante $1\mu\text{m}$

## 3.2. Análisis térmicos

Utilizando un dilatómetro DIL 805A/D/T de TA Instruments, se plantearon tres experimentos diferentes para hacer la caracterización térmica como se enlista a continuación:

1. Determinación de temperatura de transformación  $A_{c3}$
2. Determinación de  $M_s$  y diagrama CCT
3. Obtención de diagrama TTT

### 3.2.1. Temperatura de transformación $A_{c3}$

Para la determinación de la temperatura de transformación  $A_{c3}$  se realizó un ensayo térmico calentando hasta  $1100^\circ\text{C}$  para garantizar la completa austenización a una rapidez de calentamiento de  $2^\circ\text{C}/\text{s}$ . Una vez alcanzada la temperatura se mantuvo durante tres minutos para luego enfriarse a una velocidad de  $50^\circ\text{C}/\text{s}$  hasta temperatura ambiente, como se visualiza en el diagrama de la Figura 3.4.

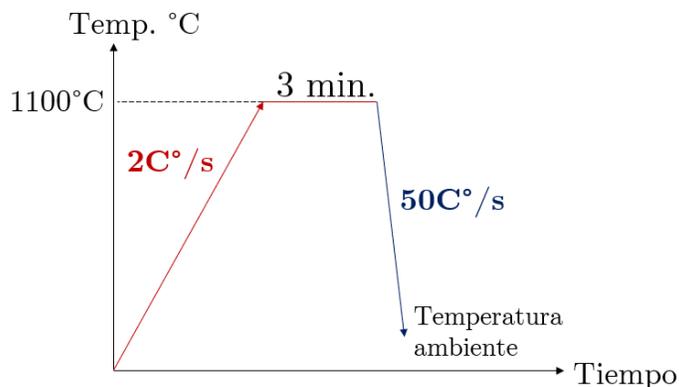


Figura 3.4: Diseño experimental para obtención de las temperaturas de transformación ( $A_{c3}$ ).

### 3.2.2. Obtención de diagrama CTT y Ms

Para poder trazar un diagrama CTT es necesario realizar varios experimentos a diferentes radideces de enfriamiento, en este caso se propusieron 4 velocidades diferentes de enfriamiento:  $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ,  $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ,  $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$  y  $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$  con el fin de observar transformaciones a radideces de enfriamiento típicas en un proceso de temple.

Para evaluar cada una se elevó la temperatura de la muestra hasta la temperatura  $A_{c3} + 50^{\circ}\text{C}$ , se mantuvo durante 3 minutos y posteriormente se enfrió. Las curvas de calentamiento de los ensayos se pueden ver en la Figura 3.5.

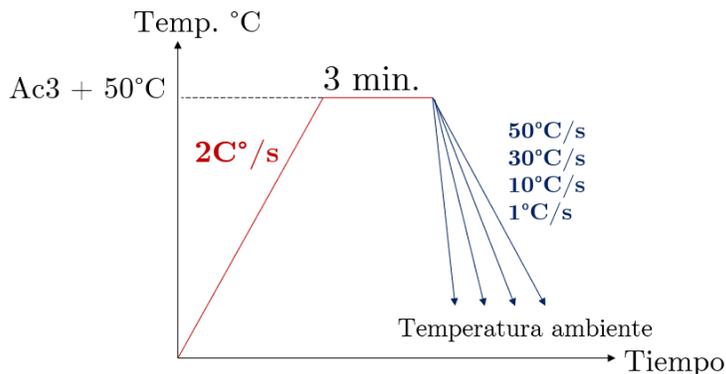


Figura 3.5: Diseño experimental para obtener el diagrama CTT.

### 3.2.3. Obtención de diagrama TTT

Finalmente, para trazar el diagrama TTT se elevó la temperatura por encima de  $A_{c3}$  para posteriormente enfriar y mantener por una hora a cinco temperaturas diferentes:  $300^{\circ}\text{C}$ ,  $350^{\circ}\text{C}$ ,  $400^{\circ}\text{C}$ ,  $450^{\circ}\text{C}$  y  $500^{\circ}\text{C}$ , como se ve en la Figura 3.6.

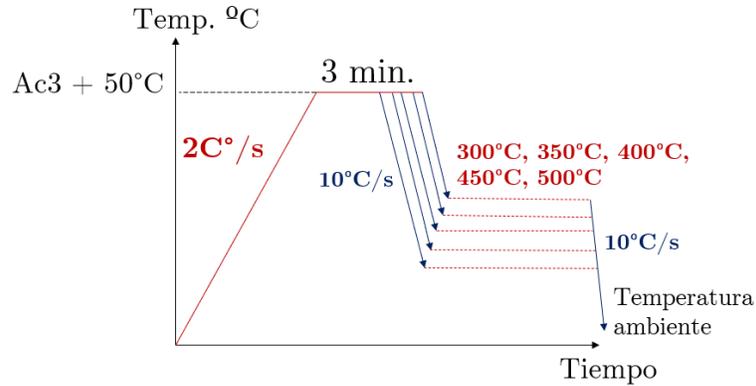


Figura 3.6: Curvas de calentamiento para determinar el diagrama TTT.

### 3.3. Desarrollo de aplicación QPQT

Con el fin de facilitar y agilizar los cálculos de temperatura ideal de temple descritos en los antecedentes de este trabajo, se desarrolló una aplicación con nombre QPQT (Quench & Partitioning Quench Temperature) en el lenguaje de programación Python.

El principal objetivo era diseñar un software que tuviera como entrada la composición en peso del acero y de manera inmediata calculara la curva de fracciones de fase, la máxima austenita retenida y la temperatura ideal de temple. Para ello, se consideraron temperaturas de temple cada  $0.5^{\circ}\text{C}$  desde  $1^{\circ}\text{C}$  hasta  $350^{\circ}\text{C}$  y a cada una se le hizo el cálculo de fases considerando un particionado completo con las ecuaciones descritas en los antecedentes para después obtener la gráfica de fracciones de fase.

También era de suma importancia señalar con claridad la fracción de austenita retenida máxima junto con su temperatura de temple ideal con la finalidad de facilitar el rápido diseño aleaciones de temple y particionado.

Estos cálculos se hicieron con la librería *Pandas* ya que se utiliza para trabajar con grandes cantidades de datos y facilita la generación de nuevas columnas de datos con base en columnas previamente calculadas. Para la visualización de los resultados se utilizó la librería *Plotly*. Un ejemplo del código fuente puede ser consultado en el anexo A.

Finalmente, con la librería *Dash* se desarrolló una interfaz web de fácil acceso.

El proceso de desarrollo se resume en la Figura 3.7 y en la Figura 3.8 se presenta una captura de pantalla del sitio web.



Figura 3.7: Diagrama de desarrollo de aplicación QPQT.

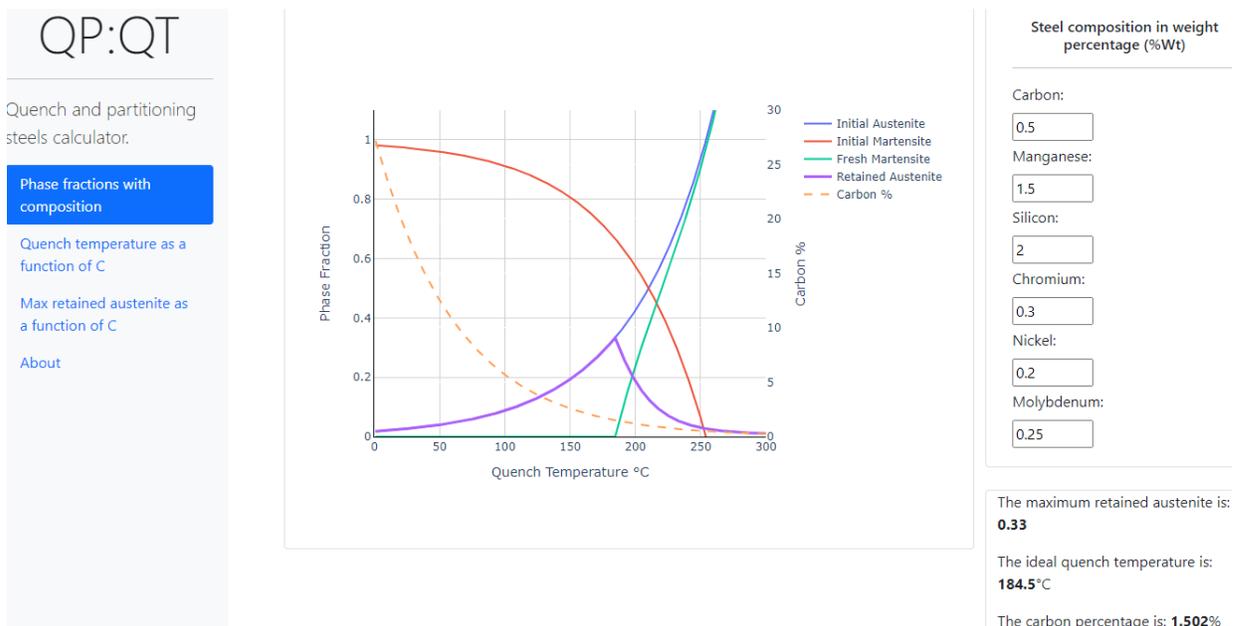


Figura 3.8: Captura de pantalla de aplicación QPQT con el cálculo para el acero 1212.

## 4. Resultados

### 4.1. Caracterización microestructural

#### 4.1.1. Microscopía óptica

En la micrografía del acero 1212 a 50X se observa un bandeo de zonas claras y oscuras (Figura 4.1 (a)). Las zonas de color claro están formadas mayoritariamente por ferrita, mientras que las zonas oscuras son principalmente bainita. En la Figura 4.1 (b) también se aprecian agujas características de una fase martensítica. A pesar de que el acero no se ha sometido a ningún tratamiento térmico, el alto contenido de Mn debió haber sido suficiente para que existiera una reacción martensítica en el propio proceso de enfriamiento del acero en la lingotera. Por otro lado, en ambas micrografías se observa una cantidad grande de inclusiones en color negro.

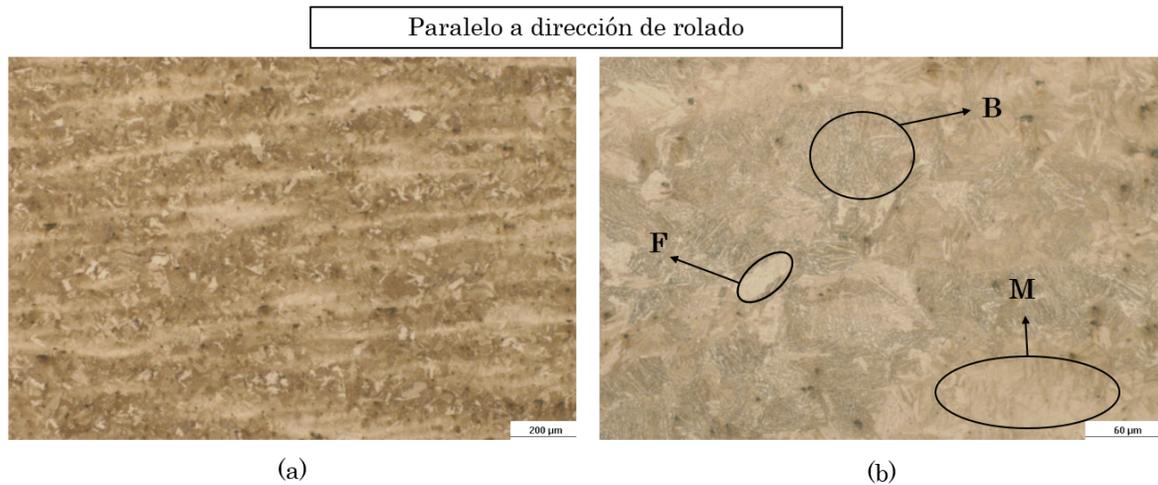


Figura 4.1: Micrografía óptica de acero 1212. (a) 50X y (b) 200X. F representa ferrita, B bainita y M martensita.

En cuanto al acero 2212, también se puede observar un bandeo a 50X, sin embargo, este es menos evidente que en el acero 1212 (ver Figura 4.2 (a)), debido a que no existe una convivencia entre fases claras (ferrita) y oscuras (bainita), ya que casi

toda la microestructura es martensítica (ver Figura 4.2 (b)). De igual forma que con el acero 1212, el alto contenido de Mn debió suscitar una reacción martensítica en el propio proceso de enfriamiento del acero, la cual fue mayor al acero 1212 gracias a que el porcentaje de carbono en este acero es más grande. También es importante notar la gran cantidad de inclusiones presentes en este acero.

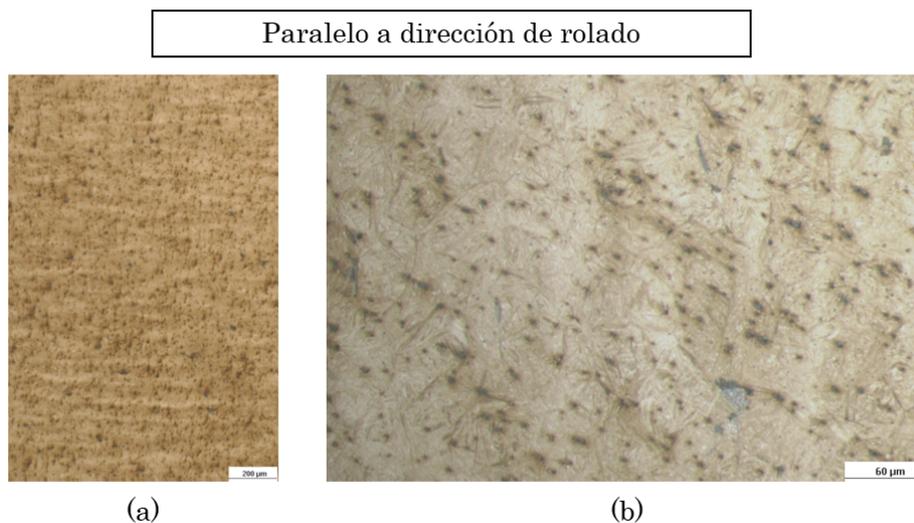


Figura 4.2: Micrografía óptica de acero 2212. (a) 50X y (b) 200X.

#### 4.1.2. Microscopía electrónica de barrido

Con el fin de caracterizar mejor las fases presentes, se realizaron análisis de microscopía electrónica de barrido sobre las mismas muestras en dos equipos diferentes: Un microscopio Phenom XL Desktop SEM y un JEOL JSM-5600.

En el acero 1212 se hicieron observaciones para confirmar la existencia de la fase martensítica (Figura 4.3) vista con microscopía óptica y la fase bainítica (Figura 4.4).

En cuanto al acero 2212 se observó una estructura mayoritariamente martensítica (Figura 4.5), resultado congruente con lo visto bajo microscopía óptica.

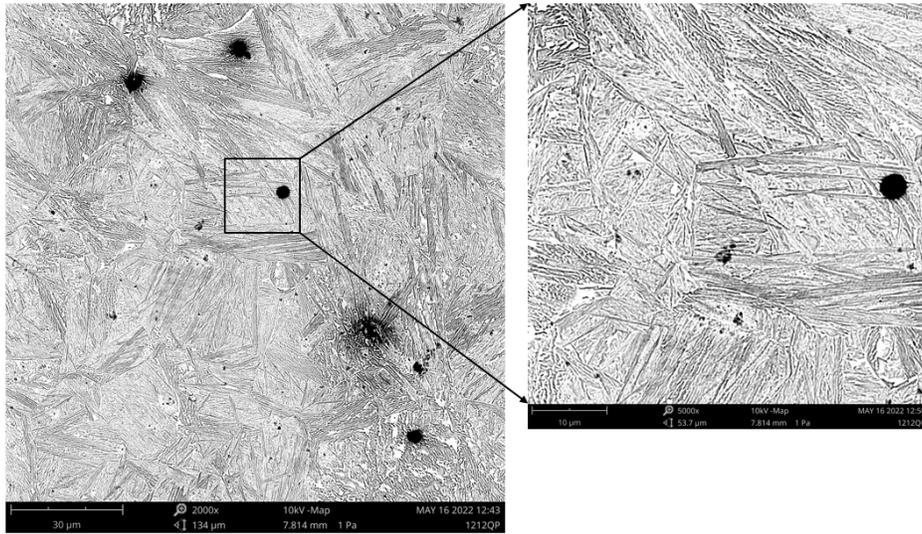


Figura 4.3: Micrografía SEM de martensita en acero 1212 con Phenom XL Desktop SEM con 10kV

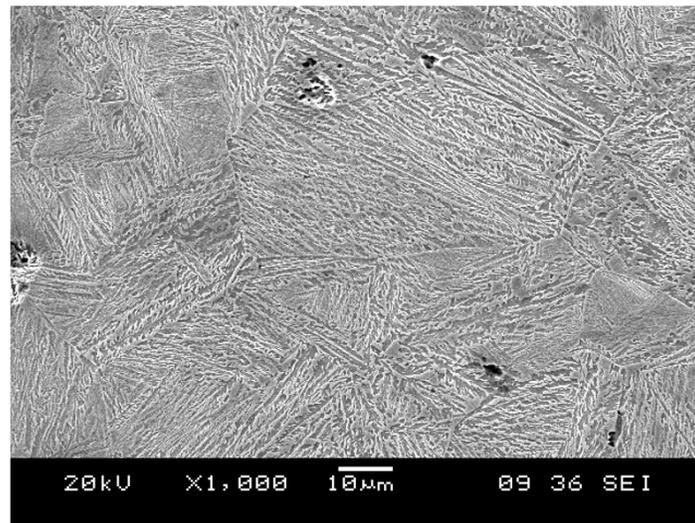


Figura 4.4: Micrografía SEM de bainita en acero 1212 con JEOL JSM-5600 con 20kV

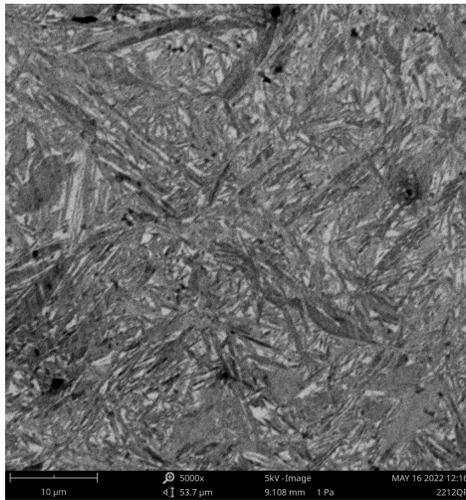


Figura 4.5: Micrografía SEM de estructura martensítica en acero 2212 con Phenom XL Desktop SEM con 5kV.

### 4.1.3. Caracterización química por EDS

Como se mencionó en los antecedentes, la segregación es un problema común en aceros con porcentajes de manganeso tan elevados. Por ello se realizaron análisis de composición para complementar la caracterización del material recibido. Particularmente se estudió la distribución del manganeso dentro de la microestructura.

Con el microscopio SEM JEOL JSM-5600 y el sistema de EDS Oxford Instruments Xplore, se realizaron mapas del manganeso en el acero 1212 (Figura 4.6) y en el acero 2212 (Figura 4.7). En ambos casos se observa una distribución homogénea y no se presenta segregación aparente del manganeso previo al proceso Q&P.

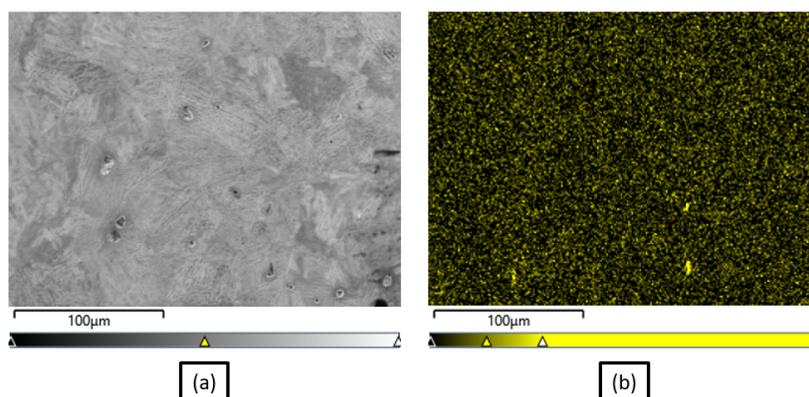


Figura 4.6: Análisis de composición por EDS de acero 1212. (a) Micrografía y (b) Manganeso elemental en color amarillo.

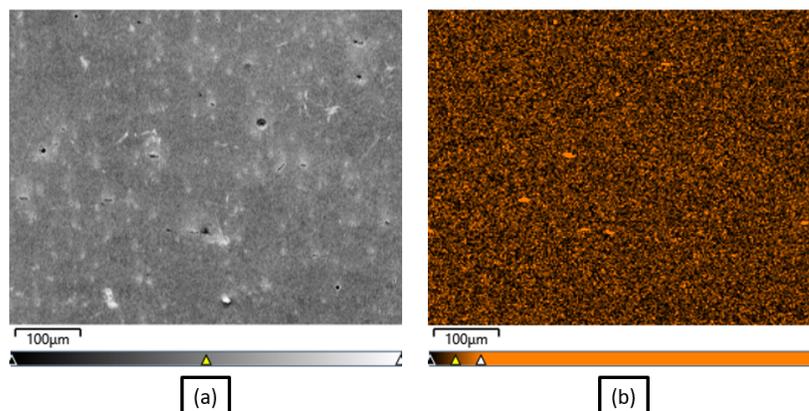


Figura 4.7: Análisis de composición por EDS de acero 2212. (a) Micrografía y (b) Manganeso elemental en color naranja.

### 4.1.4. Caracterización de inclusiones

Por medio de EDS se midieron composiciones elementales puntuales sobre las diferentes inclusiones observadas. En ambos aceros se observaron el mismo tipo de inclu-

siones las cuales se resumen en la Tabla 4.1.

Ambos tipos de inclusión eran esperados. Por otro lado, la gran cantidad de inclusiones puede deberse a que las muestras para este análisis fueron tomadas cerca de la orilla de los lingotes, lo que implicaría una mayor contaminación.

Tabla 4.1: Inclusiones presentes en los aceros 1212 y 2212.

Tipo de inclusión	Morfología	Figura
Óxidos globulares	Inclusiones circulares ( $\sim 5-10 \mu\text{m}$ )	4.8
Sulfuros de manganeso	Inclusiones alargadas ( $\sim 10 \mu\text{m}$ de largo)	4.9

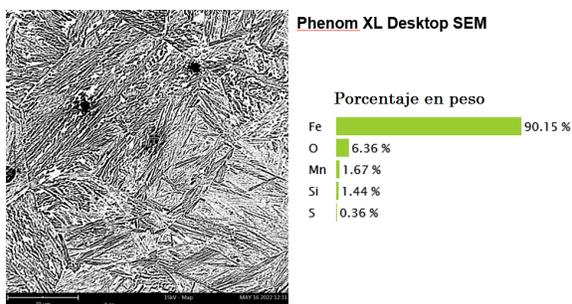


Figura 4.8: Análisis de composición por EDS sobre inclusión de óxido.

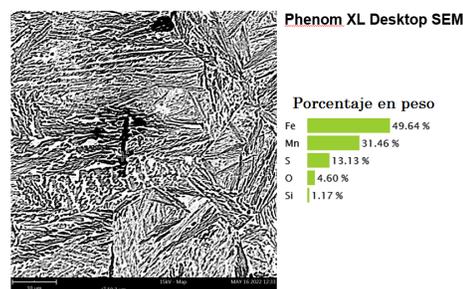


Figura 4.9: Análisis de composición por EDS sobre inclusión de sulfuro de manganeso.

## 4.2. Medición de dureza

Utilizando un durómetro Akashi MVK-H0 se hicieron diez medidas de dureza sobre una línea perpendicular al bandeo observado anteriormente, como se ve en la Figura 4.10 para el acero 1212 y en la Figura 4.11 para el acero 2212.

A pesar que en los resultados se observan dos familias de durezas (unas con valor alto y otras con valor bajo), esta diferencia no puede ser atribuida al bandeo existente y más bien se supone como parte del error que existe al medir durezas locales. En este caso la variación se puede deber a la gran cantidad de inclusiones, de forma que la huella de dureza podría caer fácilmente sobre alguna, como se ve en las Figuras 4.10 y 4.11.

Es por ello que los valores obtenidos se promediaron de forma convencional y se obtuvo un valor de dureza para cada acero (Figura 4.12). Como era de esperarse, el acero 2212 al tener una estructura mayoritariamente martensítica resultó con un valor de dureza de  $789 \pm 31\text{HV}$ , mucho más alto que el del acero 1212 que fue de  $493 \pm 28\text{HV}$ .

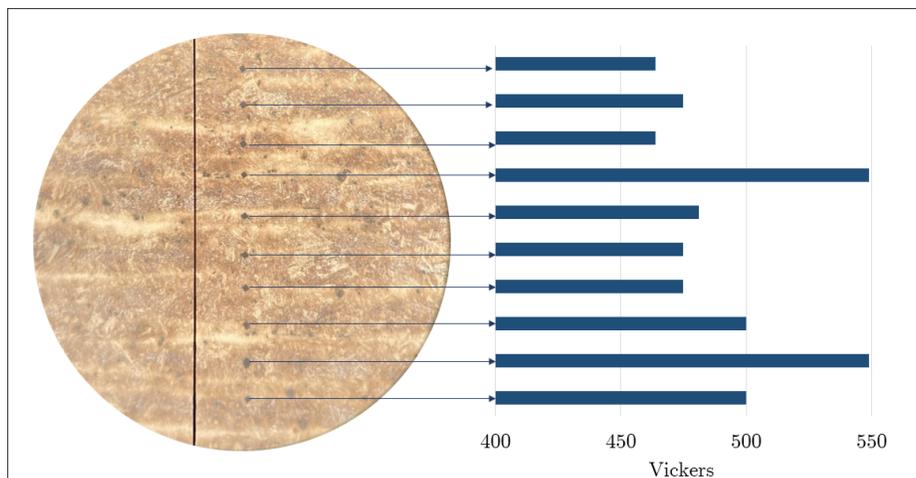


Figura 4.10: Mediciones de dureza Vickers cada 100µm con 100g de fuerza e imagen óptica de la ubicación de las huellas en acero 1212.

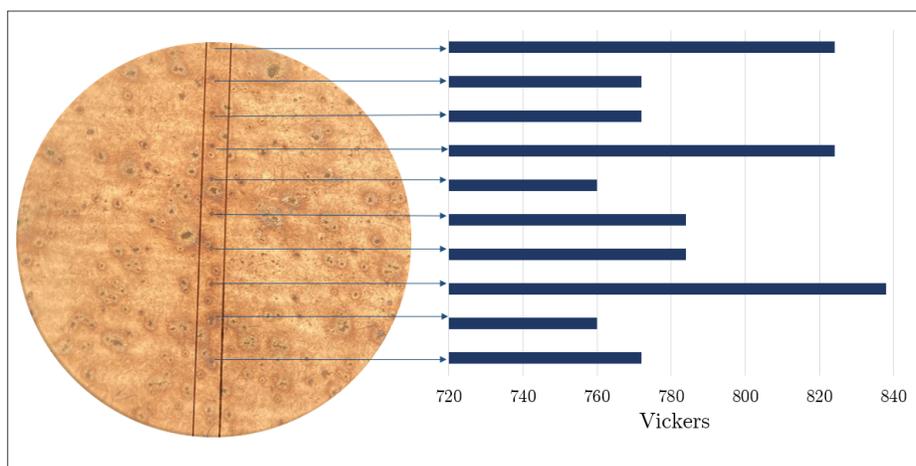


Figura 4.11: Mediciones de dureza Vickers cada 100µm con 100g de fuerza e imagen óptica de la ubicación de las huellas en acero 2212.

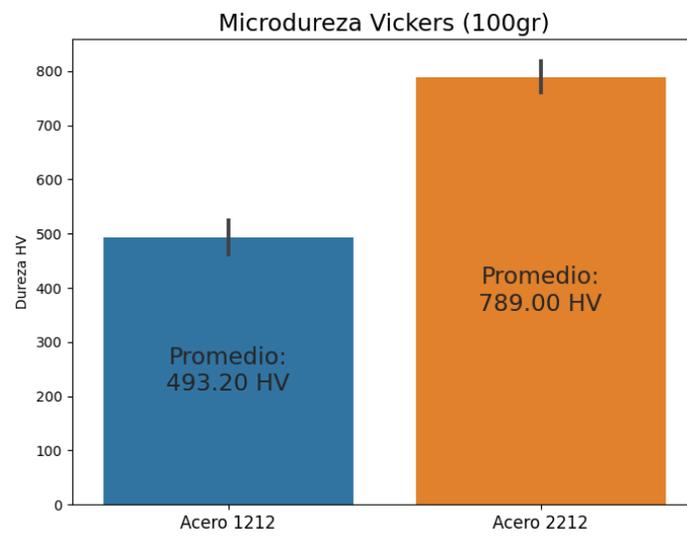


Figura 4.12: Resultados de dureza Vickers con 100g de fuerza para acero 1212 y 2212.

### 4.3. Verificación aplicación QPQT

Para validar los resultados obtenidos por QPQT se compararon con los resultados obtenidos por el proyecto europeo OPTIDAMATOL (Ver Tabla 4.2).

Tabla 4.2: Comparación de los resultados de austenita retenida máxima y temperatura de temple entre los obtenidos por QPQT y los reportados por el proyecto OPTIDAMATOL.

Grado	QPQT			Resultados OPTIDAMATOL		
	Aust. Retenida Fracc.	Temp. Temple (°C)	% C	Aust. Retenida Fracc.	Temp. Temple (°C)	%C
<b>1212</b>	0.33	184.5	1.50	0.35	185	1.47
<b>2212</b>	0.50	121	1.50	0.52	121.5	1.48
<b>2112</b>	0.46	131	1.61	0.48	131	1.60
<b>3212</b>	0.66	75.5	1.49	0.68	75.5	1.49
<b>3232</b>	0.71	67	1.40	0.73	67.5	1.39
<b>3211</b>	0.66	75.5	1.49	0.68	75.5	1.49

En cuanto a la temperatura ideal de temple, la máxima diferencia entre ambos resultados es de 0.5°C mientras que en el porcentaje de carbono es de 0.03%. En la fracción de austenita retenida existe una diferencia de 0.02 en todos los casos. No obstante, los porcentajes de error son sumamente pequeños y en algunos casos cero (Tabla 4.3).

Tabla 4.3: Porcentaje de error entre resultados de austenita retenida, temperatura de temple y porcentaje de carbono obtenidos por QPQT y los reportados por el proyecto OPTIDAMATOL.

Grado	Porcentaje de error (%)		
	Austenita retenida	Temperatura de temple	%C
<b>1212</b>	5.7	0.2	2
<b>2212</b>	3.84	0.4	1.3
<b>2112</b>	4.1	0	0.6
<b>3212</b>	2.9	0	0
<b>3232</b>	2.7	0.7	0.7
<b>3211</b>	2.9	0	0

#### 4.3.1. Verificación con datos medidos

Con el fin de hacer una validación física de los resultados obtenidos por la aplicación QPQT se consultaron diferentes resultados medidos de aceros Q&P y se compararon

con los resultados obtenidos por la aplicación. Dicha comparación se resume en la Tabla 4.4.

Tabla 4.4: Fracciones de austenita medida y calculada por QPQT de diferentes aceros Q&P consultados en bibliografía.

Fracción austenita retenida		Referencia	Notas
QPQT	Medido		
0.13 0.09	0.12 ± 0.01 (1) 0.09 ± 0.01 (2)	[42]	Misma composición con diferentes temperaturas de temple: 230°C (1), 250°C (2)
0.13 0.20 0.16	0.15 – 0.17 (1) 0.19 – 0.23 (2) 0.17 – 0.24 (3)	[43]	Misma composición con diferentes temperaturas de temple: 180°C (1), 200°C (2), 220°C (3)
0.21	0.23	[44]	Sin notas.
0.06	0.084	[45]	Sin notas.
0.20	0.14 (1) 0.29 (2)	[46]	Misma composición pero diferentes temperaturas de particionado: 400°C (1), 500°C (2)
0.087	0.08 (1) 0.09 (2) 0.04 (3)	[47]	Misma composición pero diferentes tiempos de particionado: 10s (1), 100s (2), 1000s (3)

Asimismo se realizó la gráfica de barras de la Figura 4.13 para visualizar mejor los resultados.

Es importante notar que en las últimas dos referencias de la Tabla 4.4, hubo una variación en el tiempo y temperatura de particionado, parámetro que no se considera dentro del cálculo teórico y por lo tanto la fracción de austenita retenida calculada es la misma. Independientemente de ello, todos los casos tienen una diferencia máxima entre la fracción de austenita medida y la calculada de 0.02, excepto en el trabajo reportado por Hidalgo *et al.* [46], donde la variación máxima fue de 0.09.

Una de las principales razones por las cuales existe una discrepancia entre el valor medido y el calculado es que el modelo no toma en cuenta los parámetros de particionado: tiempo y temperatura. De igual forma, la predicción de  $M_s$  es una aproximación exponencial empírica sobre diferentes aceros reportados en la bibliografía, sin embargo, cuando las composiciones del acero son poco convencionales, la aproximación se aleja de la realidad puesto que no existe estadística suficiente sobre aceros con dicha com-

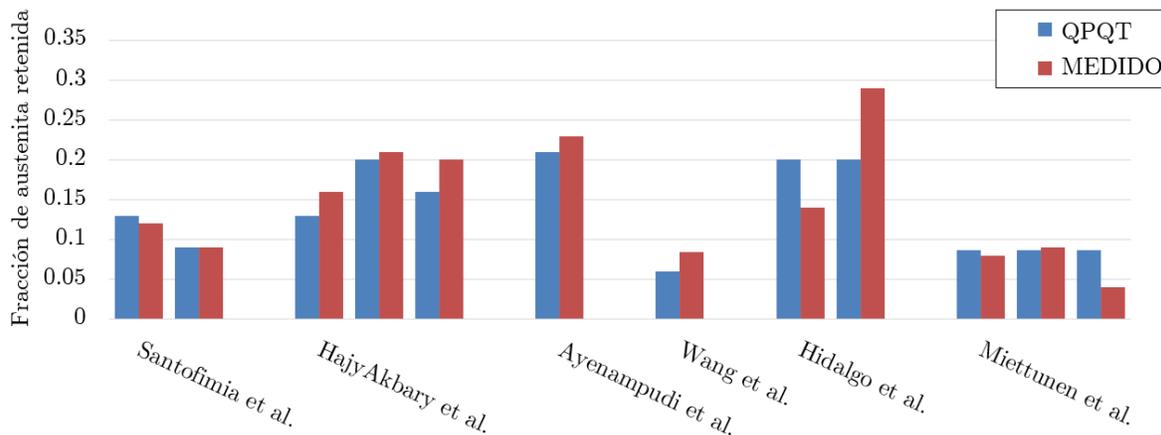


Figura 4.13: Gráfica de barras comparando resultados de fracción de austenita retenida de aceros Q&P medidos y los obtenidos con la aplicación QPQT.

posición. Situación que se puede presentar fácilmente en aceros Q&P debido a su alto contenido de elementos aleantes.

A pesar de ello, los resultados obtenidos por QPQT y los reportados en la bibliografía son lo suficientemente parecidos para poder considerar a la aplicación como una buena herramienta de diseño en aceros Q&P. Teniendo especial cuidado en aceros con gran cantidad de elementos aleantes y buscando herramientas y modelos adicionales para la consideración de los parámetros de particionado.

## 4.4. Análisis térmicos

### 4.4.1. Cálculo de curvas CTT y TTT teóricas

Utilizando el *software* JMatPro<sup>®</sup> se simuló las curvas CTT y TTT. Para cada acero se obtuvieron dos familias de curvas, unas considerando la composición nominal del acero y otra considerando el particionado total del carbono hacia la austenita. Es importante considerar ambos casos ya que durante el proceso de temple y particionado, la concentración de carbono en la austenita aumentará y esto cambiará las temperaturas y tiempos de transformación. Las curvas con composición nominal de los aceros 1212 y 2212 se muestran en las Figuras 4.14 y 4.15, respectivamente.

En los casos de particionado total se tomó en cuenta el porcentaje de carbono obtenido de los cálculos hechos con la aplicación QPQT, en la cual se supone que todo el carbono particiona hacia la austenita, de acuerdo al modelo de Speer *et al.* [12]. En ambos aceros dicho porcentaje de carbono es muy similar (1.47% y 1.48%) por lo que las curvas CTT y TTT son prácticamente iguales y no es necesario presentar ambas. La Figura 4.16 es representativa a ambos aceros completamente particionados.

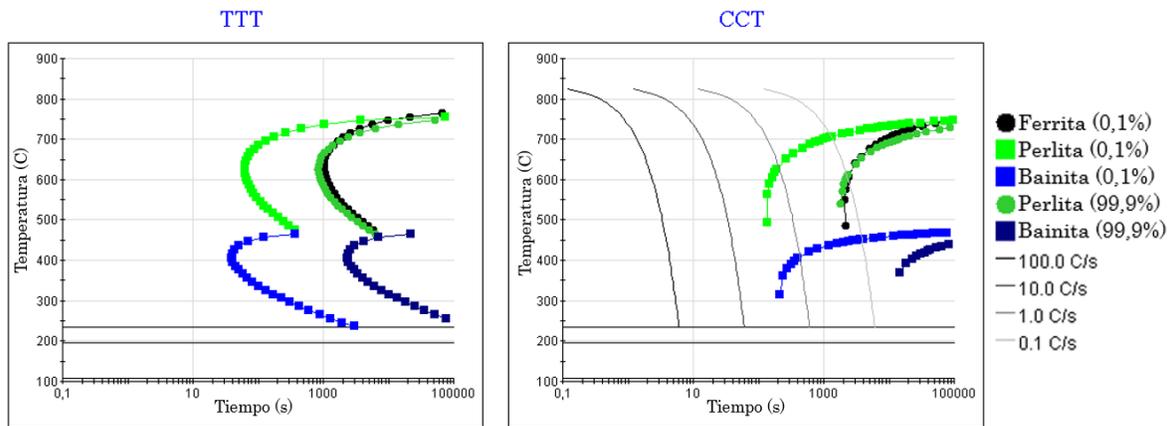


Figura 4.14: Curvas TTT y CTT obtenidas con JMatPro® de acero 1212 considerando composición nominal sin particionado.

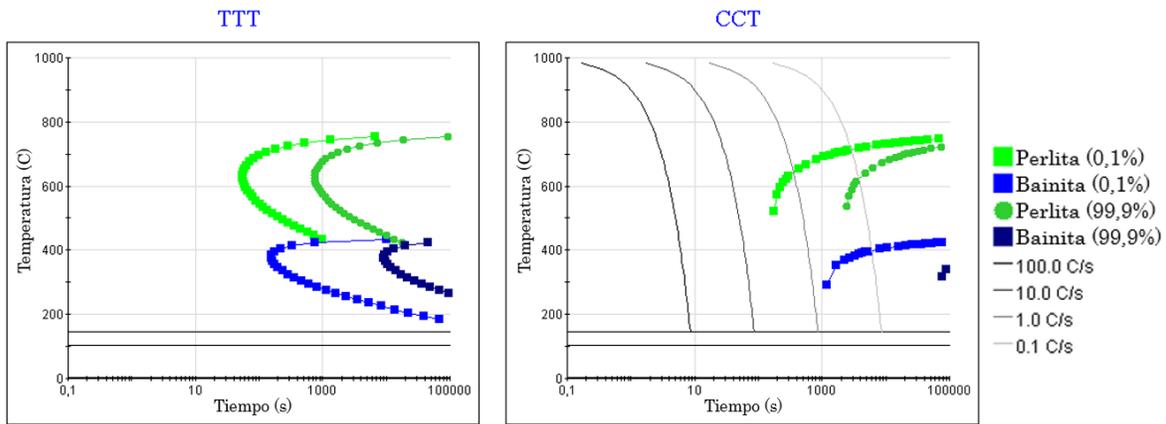


Figura 4.15: Curvas TTT y CTT obtenidas con JMatPro® de acero 2212 considerando composición nominal sin particionado.

El objetivo de conocer las temperaturas y tiempos de transformación es diseñar un tratamiento térmico de temple y particionado en el cual se evite la formación de fases secundarias. Los resultados más importantes son los obtenidos en el acero 1212 sin particionado (Figura 4.14) ya que tiene las temperaturas y tiempos de transformación más bajas de los tres casos analizados y al diseñar un tratamiento térmico que evite la formación de bainita en este caso se garantiza que tampoco se formará bainita en los demás casos ya que se requeriría de tiempos y temperaturas aún mayores.

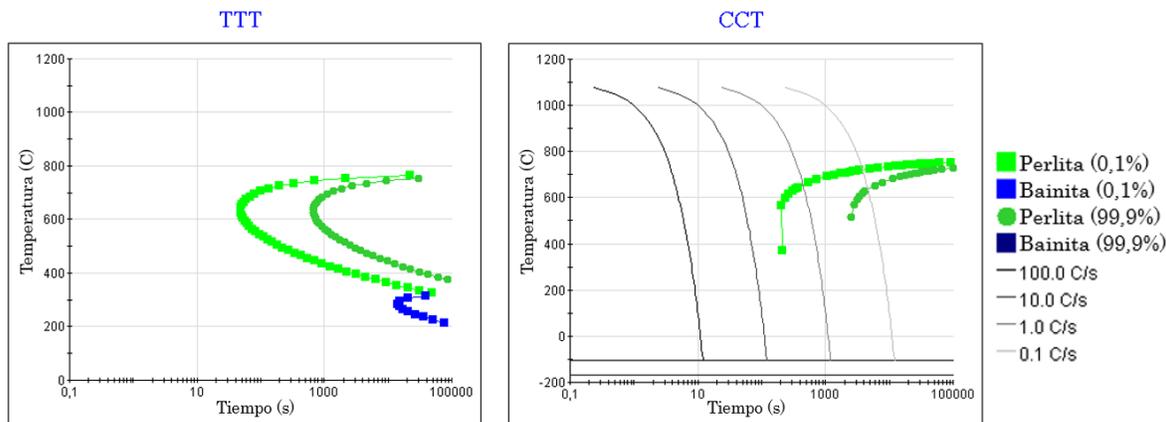


Figura 4.16: Curvas TTT y CTT obtenidas con JMatPro<sup>®</sup> de acero 1212 y 2212 considerando un particionado total de carbono hacia la austenita.

### 4.4.2. Temperatura de transformación Ac3

La determinación de la temperatura  $Ac_3$  se hizo utilizando el método de la derivada. En este se calcula la derivada de la curva dilatométrica para notar los cambios de pendiente. Previo al cálculo de la derivada los datos fueron tratados con un filtro Savitzky–Golay para reducir el ruido del instrumento y poder interpretar la derivada correctamente. Los resultados se presentan en la Figura 4.17.

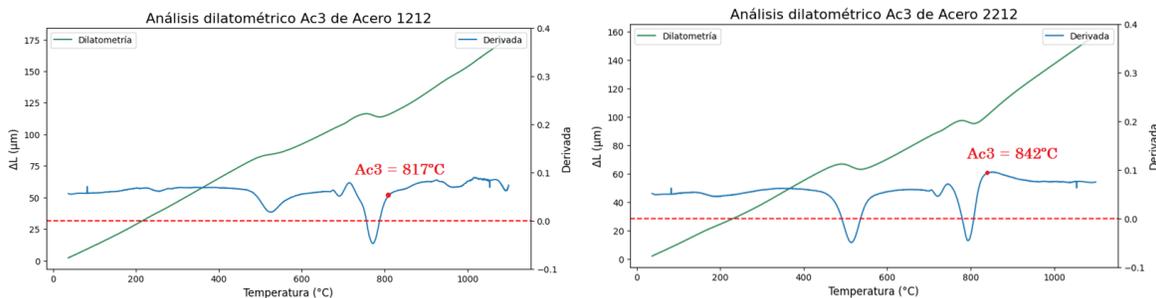


Figura 4.17: Curvas dilatométricas y derivadas de acero 1212 (izquierda) y 2212 (derecha) para la determinación de  $Ac_3$ .

### 4.4.3. Diagramas CTT y Ms

Con base en las curvas dilatométricas a diferentes rapidezces de enfriamiento (Figura 4.18) se construyeron los diagramas CTT para cada acero (acero 1212 en la Figura 4.19 y acero 2212 en la Figura 4.20). Debido a que para las rapidezces de enfriamiento propuestas en el desarrollo experimental solo se observaron transformaciones martensíticas, se propuso una rapidez de enfriamiento extra a  $0.1\text{ }^\circ\text{C/s}$ . La microdureza Vickers también fue medida en todas las muestras al final del ensayo.

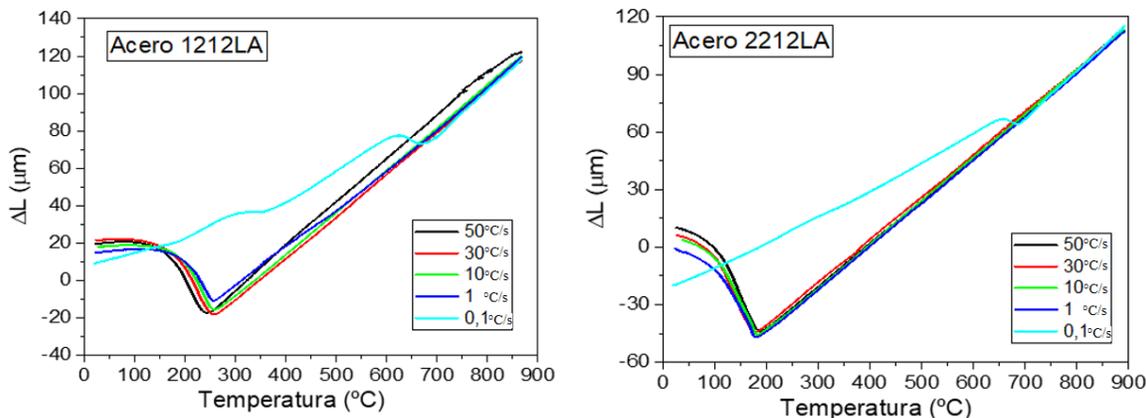


Figura 4.18: Curvas de enfriamiento a diferentes rapidezces de enfriamiento para los aceros 1212 y 2212.

Asimismo, se observaron con microscopia óptica las microestructuras presentes en las muestras enfriadas a diferentes rapidezces para caracterizar correctamente las reacciones de transformación. Una tabla resumen de dichas imágenes se encuentran en la Figura 4.21 para el acero 1212 y en la Figura 4.22 para el acero 2212. Las imágenes en tamaño completo pueden consultarse en el anexo B.

Como era esperado, la mayoría de las micrografías solo tuvieron presente martensita. Únicamente aquellas con rapidez de enfriamiento  $0.1^{\circ}\text{C}/\text{s}$  presentaron microestructuras diferentes.

En la Figura 4.23 se presenta en detalle una micrografía del acero 1212 enfriado a  $0.1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ . En ella se observa una gran cantidad de fase bainítica así como las agujas martensíticas. También es posible ver la fase perlítica en color oscuro con pequeñas islas de ferrita entre ella.

Por otra parte, en la Figura 4.24 se presenta en detalle la micrografía del acero 2212 enfriado a  $0.1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ . En ella solo son evidentes dos fases: bainita en las zonas claras y perlita en las zonas más oscuras.

Finalmente, las diferencias en dureza de la fase martensítica en ambos diagramas pueden ser atribuidas al bandeo del cual se habló en el capítulo 3, donde las huellas de dureza caen en fases más o menos duras.

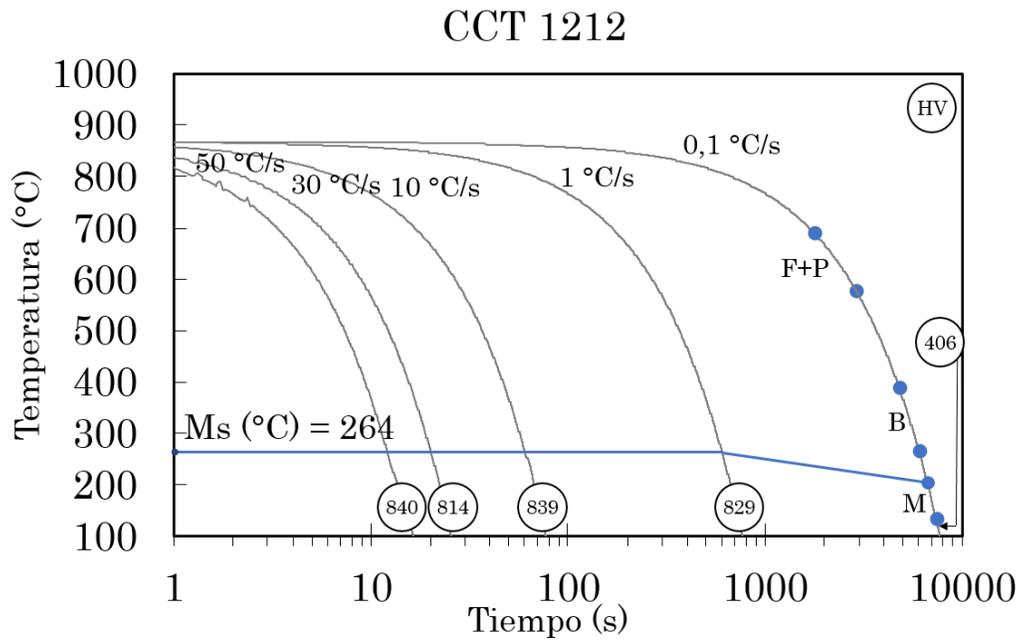


Figura 4.19: Diagrama CCT de acero 1212. HV = Vickers Hardness (Dureza Vickers). Los puntos azules indican el inicio y fin de las transformaciones.

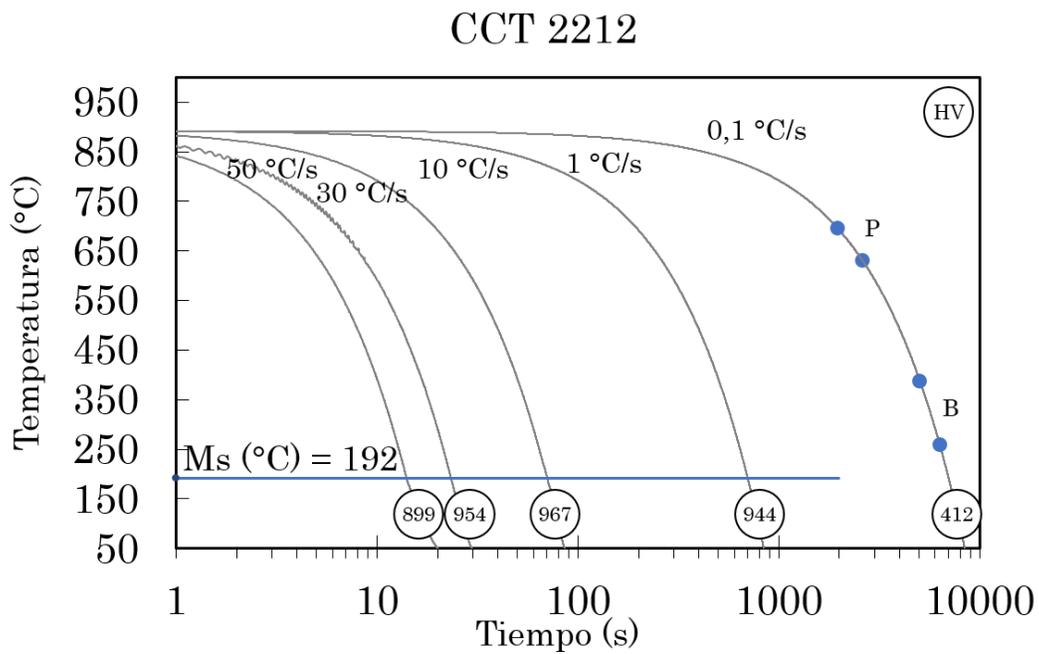


Figura 4.20: Diagrama CCT de acero 2212. HV = Vickers Hardness (Dureza Vickers). Los puntos azules indican el inicio y fin de las transformaciones.

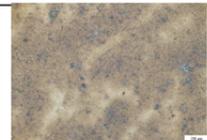
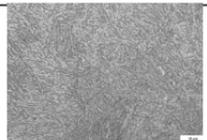
Enfriamiento (°C/s)	50X	200X	1000X	Microestructura
0,1				Martensita Ferrita Bainita Perlita
1				Martensita
10				Martensita
30				Martensita
50				Martensita

Figura 4.21: Imágenes de microscopía óptica en muestras de acero 1212 enfriadas a diferentes rapidezces y microestructura observada. Nota: La imagen con rapidez de enfriamiento 0,1C/s y 1000X está a 500X para apreciar mejor las diferentes microestructuras.

Enfriamiento (°C/s)	50X	200X	1000X	Microestructura
0.1				Bainita Perlita
1				Martensita
10				Martensita
30				Martensita
50				Martensita

Figura 4.22: Imágenes de microscopía óptica en muestras de acero 2212 enfriadas a diferentes rapidezces y microestructura observada.



Figura 4.23: Imagen de microscopía óptica a 500X de acero 1212 enfriado a 0.1°C/s en ensayo CCT. Se observa fase perlítica, martensítica, bainítica y ferrítica.



Figura 4.24: Imagen de microscopía óptica a 500X de acero 2212 enfriado a  $0.1^{\circ}\text{C}/\text{s}$  en ensayo CCT. Se observa bainita y perlita.

#### 4.4.4. Diagramas TTT

Debido a que las transformaciones en los aceros propuestos comienzan en tiempos muy pequeños, las curvas dilatométricas se graficaron en una escala semilogarítmica, como se ve en las Figuras 4.25 para el acero 1212 y 4.26 para el acero 2212. Esta escala permite visualizar mejor las temperaturas de transformación.

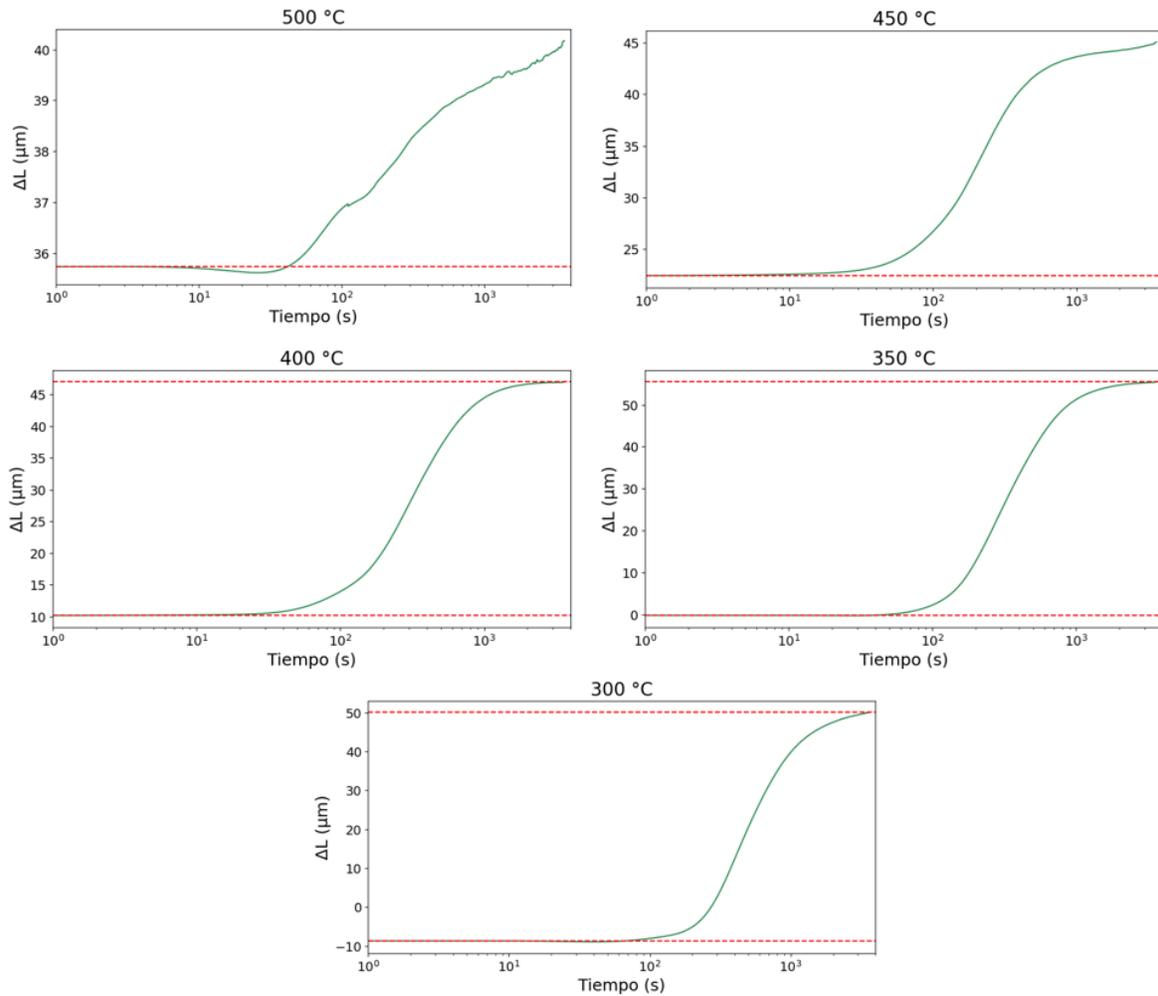


Figura 4.25: Curvas dilatométricas de acero 1212 en escala logarítmica para las diferentes isothermas: 500 °C, 450 °C, 400 °C, 350 °C y 300 °C.

Con base en las curvas isothermas de los aceros y las línea base presentadas en color rojo punteado, se determinaron los puntos de inicio y fin de transformación para ambos aceros. Estos se resumen en la Tabla 4.5.

Finalmente, con esta información se trazaron los diagramas TTT del acero 1212 (Figura 4.27) y 2212 (Figura 4.28).

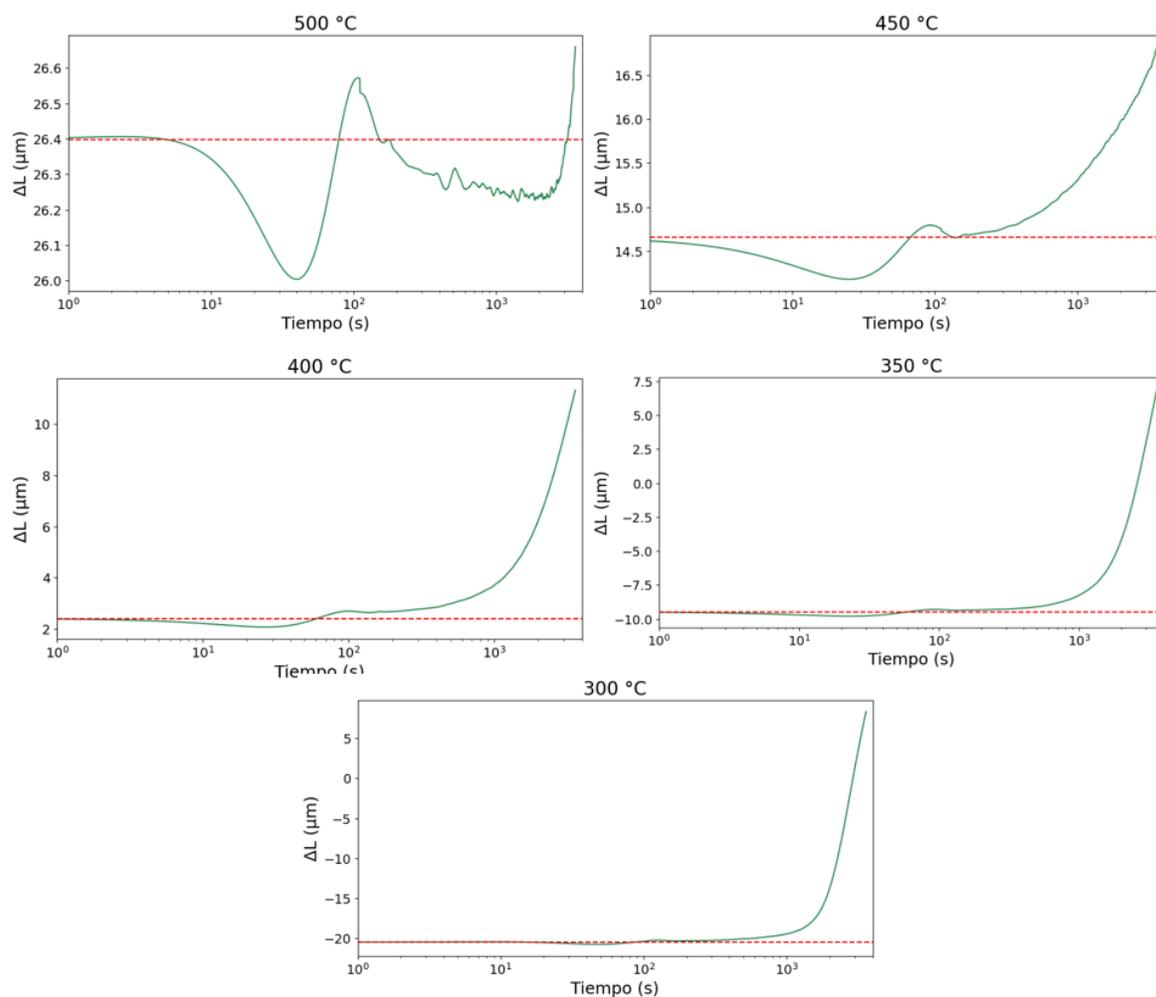


Figura 4.26: Curvas dilatométricas de acero 2212 en escala logarítmica para las diferentes isoterma: 500 °C, 450 °C, 400 °C, 350 °C y 300 °C.

Tabla 4.5: Tiempos de inicio y final de transformación de aceros 1212 y 2212 para las diferentes isoterma.

Isoterma	Acero 1212		Acero 2212	
	Inicio trans. (s)	Final trans. (s)	Inicio trans. (s)	Final trans. (s)
500 °C	30	no finalizó	2800	no finalizó
450 °C	15	no finalizó	220	no finalizó
400 °C	25	1200	280	no finalizó
350 °C	55	3000	390	no finalizó
300 °C	90	3800	600	no finalizó

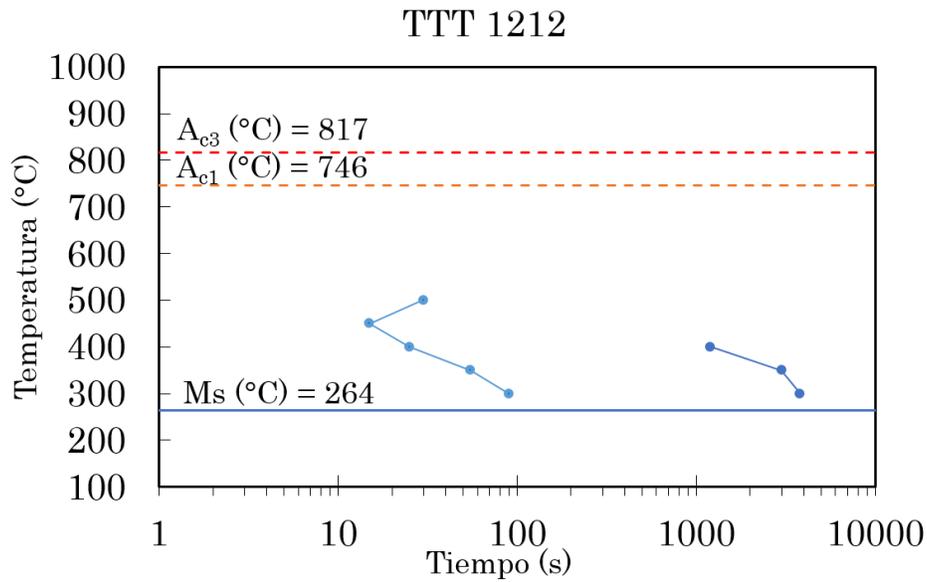


Figura 4.27: Diagrama TTT del acero 1212.

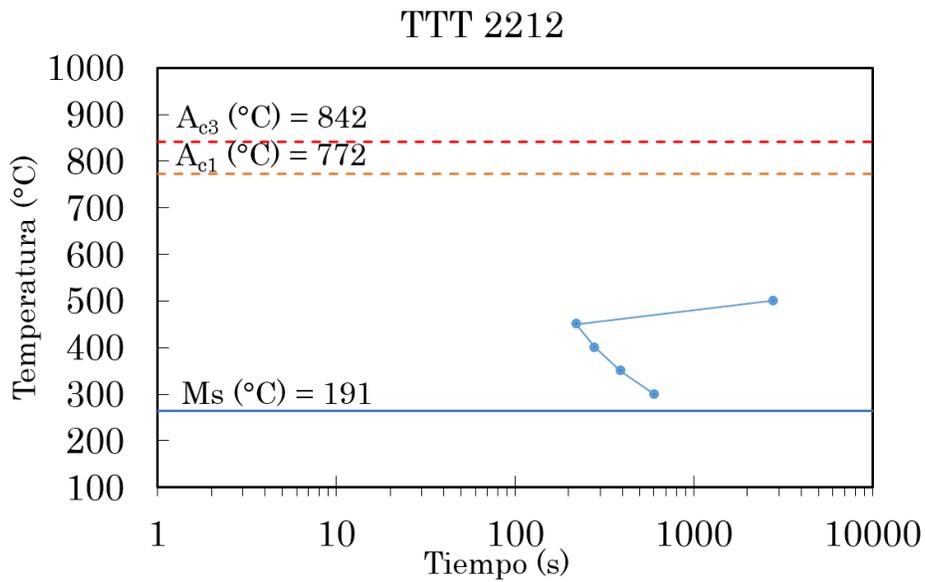


Figura 4.28: Diagrama TTT del acero 2212.

#### 4.4.5. Comparación de curvas térmicas teóricas y medidas

##### Curvas CTT

En la Figura 4.29 se muestra el diagrama CTT calculado por JMatPro al lado del real obtenido por los resultados dilatométricos para el acero 1212. Los puntos de inicio y fin de transformación en la curva de enfriamiento a  $0.1^\circ\text{C}/\text{s}$  tienen una gran coincidencia. En la primera transformación las temperaturas de inicio y fin obtenidas de experimentalmente fueron de  $690^\circ\text{C}$  y  $580^\circ\text{C}$  respectivamente, mientras que las reportadas por JMatPro fueron de  $700^\circ\text{C}$  y  $575^\circ\text{C}$ . Las diferencias máximas fueron de  $15^\circ\text{C}$ . De igual forma, en el inicio de la segunda transformación la temperatura experimental fue de  $391^\circ\text{C}$  y la calculada de  $405^\circ\text{C}$ ; una diferencia de  $16^\circ\text{C}$ . Sin embargo, existieron dos discrepancias entre ambos resultados:

1. En el diagrama CTT por JMatPro no hubo fin de la transformación bainítica a  $0.1^\circ\text{C}/\text{s}$  mientras que en el resultado experimental sí.
2. En la curva de enfriamiento experimental a  $1^\circ\text{C}/\text{s}$  no existió ninguna transformación mientras que en la calculada sí, es decir, la nariz de la transformación está desplazada a la izquierda en comparación al resultado medido.

La finalización de la transformación bainítica puede ser explicada por la presencia de elementos aleantes capaces de estabilizar dicha fase. En el análisis de inclusiones se encontraron muchos sulfuros de aluminio y, como se explicó en los antecedentes, el aluminio ha demostrado acelerar la transformación bainítica.

Respecto al desplazamiento de la nariz de la transformación, los puntos de inicio en las gráficas de JMatPro se calcularon a un porcentaje de fase muy bajo ( $\%0.1$ ), difícilmente detectable experimentalmente. Si se hubiera hecho el cálculo suponiendo un inicio de transformación a  $1\%$  de cantidad de fase, la nariz se desplazaría a la derecha coincidiendo aún más con los resultados experimentales.

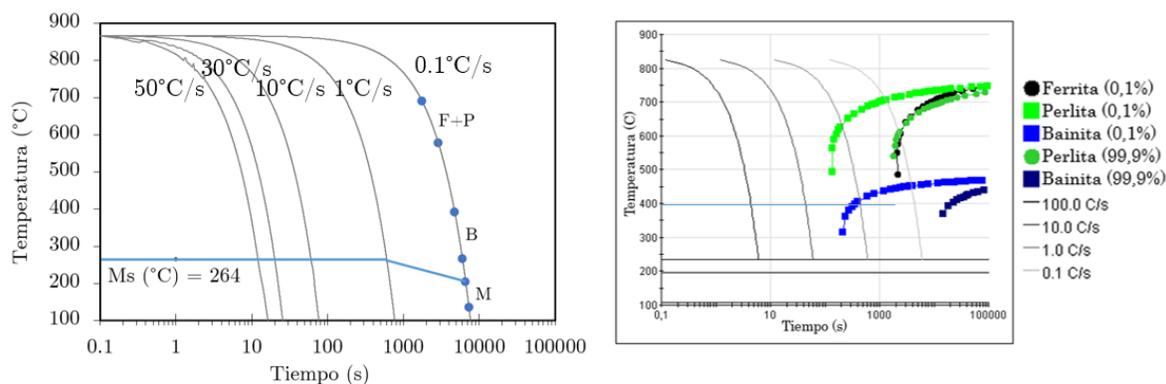


Figura 4.29: Diagrama CTT medido del acero 1212 (izquierda) junto al diagrama calculado por JMatPro (derecha).

La comparación entre el CTT experimental y el calculado del acero 2212 se presenta en la Figura 4.30. En este, la primera transformación comienza a 690°C y termina 625°C mientras que en el cálculo dichas temperaturas se reportan a 660°C y 620°C respectivamente. La temperatura de inicio de la segunda transformación experimental fue de 389°C mientras que la calculada fue de 400°C. De nuevo, ambos resultados parecen coincidir en estos puntos.

Las dos diferencias que existieron fueron las mismas presentes en el acero 1212: no existió fin de transformación bainítica teórica a 0.1°C/s y hubo un desplazamiento de la nariz de la transformación. Ambos fenómenos se pueden explicar de la misma forma que se detalló anteriormente.

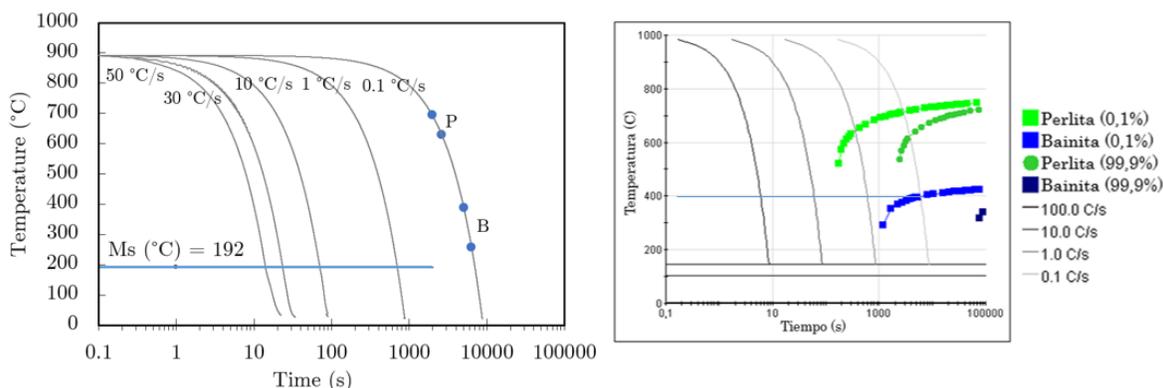


Figura 4.30: Diagrama CTT medido del acero 2212 (izquierda) junto al diagrama calculado por JMatPro (derecha).

### Curvas TTT

En la Figura 4.31 se muestra lado a lado el diagrama TTT obtenido experimentalmente y el calculado por JMatPro. Estos coinciden en la forma de la nariz bainítica; sin embargo, los tiempos de transformación en el diagrama medido son menores. Por ejemplo: a 350°C el tiempo de inicio de transformación medida es de 55s mientras que el calculado de 90s. La mayor diferencia se encuentra a 300°C, donde el tiempo medido de inicio de transformación es de 90s y el calculado de 300s. Como se mencionó en los diagramas CTT, la aceleración de la transformación bainítica se puede explicar por la presencia de elementos aleantes como el aluminio. Esta aceleración de la transformación tiene como consecuencia un desplazamiento de la nariz bainítica hacia la izquierda. Dicho desplazamiento provocará las diferencias más grandes en los tiempos más largos, es por ello que a 300°C existe una diferencia grande en comparación a otras temperaturas.

En la comparación de los diagramas TTT del acero 2212 (Figura 4.32) existe el mismo fenómeno de aceleración de la transformación bainítica; a pesar de ello, existe una mejor coincidencia en tiempos que con el acero 1212. A 300°C la transformación medida inicia a los 600s mientras que en el cálculo inicia a 650°C.

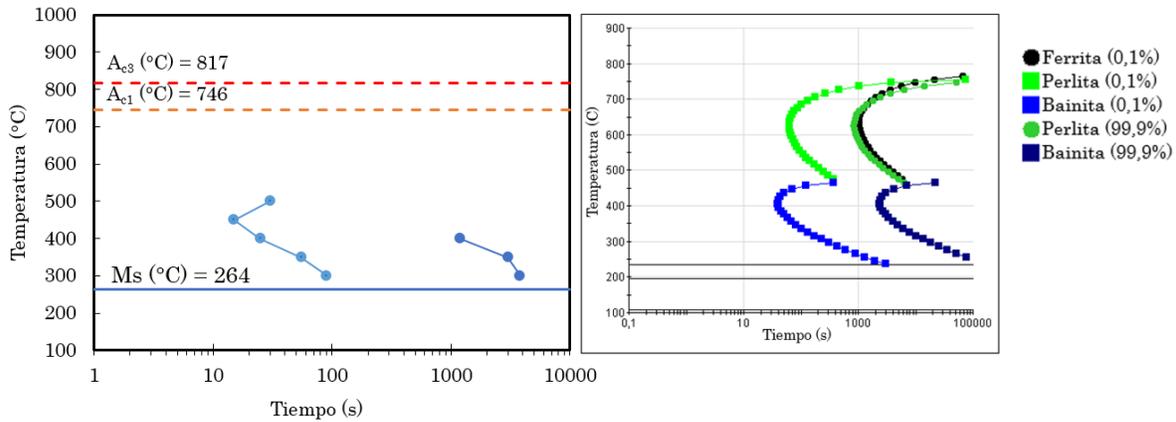


Figura 4.31: Diagrama TTT medido del acero 1212 (izquierda) junto al diagrama calculado por JMatPro (derecha).

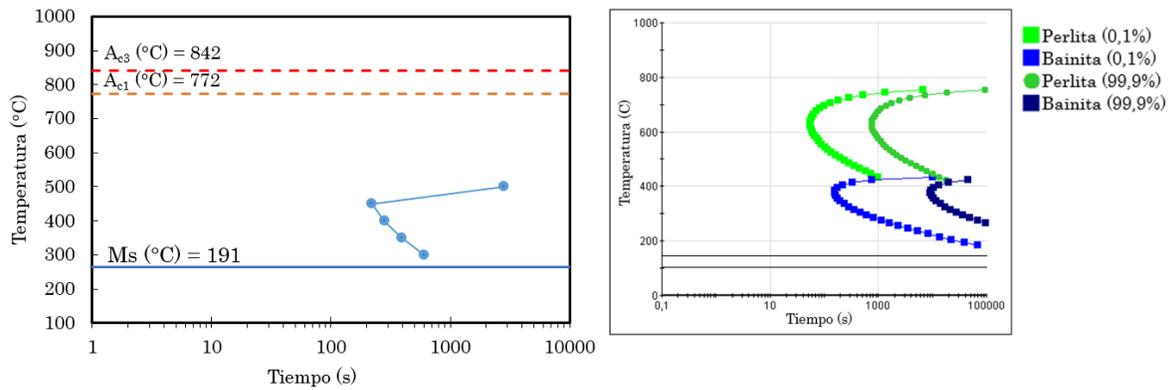


Figura 4.32: Diagrama TTT medido del acero 2212 (izquierda) junto al diagrama calculado por JMatPro (derecha).

## 4.5. Diseño de tratamiento térmico

### 4.5.1. Cálculo de temperatura de temple ideal

Con base en la metodología explicada en los antecedentes y con ayuda del *software* QPQT, se calcularon las curvas de fracciones de fase teóricas a diferentes temperaturas de temple para el acero 1212 (ver Figura 4.33) y para el acero 2212 (ver Figura 4.34). Como era de esperarse, la temperatura de temple ideal del acero 2212 es menor ya que tiene un contenido de carbono más alto.

Las temperaturas ideales de temple de ambos aceros se resumen en la Tabla 4.6.

Tabla 4.6: Temperaturas de temple ideal, fracción máxima de austenita retenida y porcentaje de carbono para acero 1212 y 2212.

Acero	Temp. de temple	Fracción de austenita ret.	% de Carbono
<b>1212</b>	185 °C	0.33	1.47 %
<b>2212</b>	121 °C	0.50	1.48 %

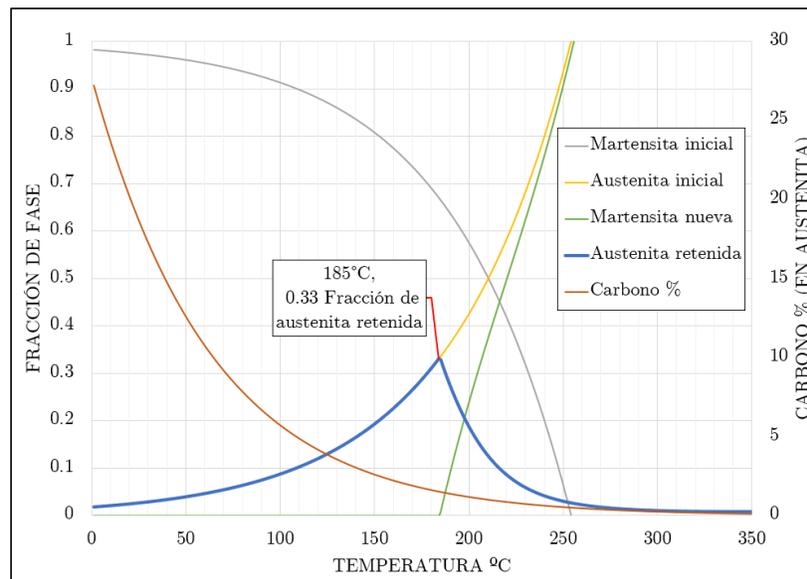


Figura 4.33: Curva calculada de fracciones de fase y austenita retenida teórica a diferentes temperaturas de temple para el acero 1212. La fracción de austenita retenida máxima posible es de 0.33 a una temperatura de temple de 185°C. Con un 1.5% de carbono.

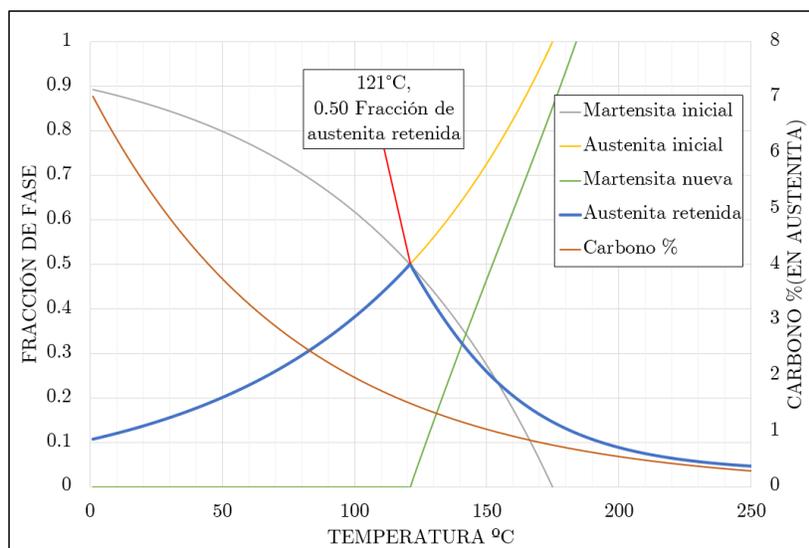


Figura 4.34: Curva calculada de fracciones de fase y austenita retenida teórica a diferentes temperaturas de temple para el acero 2212. La fracción de austenita retenida máxima posible es de 0.50 a una temperatura de temple de 121°C. Con un 1.5% de carbono.

### 4.5.2. Parámetros de diseño

Para el diseño del tratamiento térmico de temple y particionado se tomaron en cuenta los siguientes parámetros de diseño que fueron resultado de capítulos anteriores en este trabajo.

1. Temperaturas  $Ac_3$  para garantizar austenización completa, reportadas en la sección 4.4.2
2. Temperatura óptima de temple para maximizar austenita retenida, obtenidas de la aplicación QPQT (Ver sección 4.5.1): 185 °C para acero 1212 y 121°C para acero 2212.
3. Rapideces de enfriamiento mínimas para no formar fases secundarias, obtenidas de los diagramas CCT (ver sección 4.4.3): Tasas de enfriamiento de al menos 1°C/s para el primer temple y de 10°C/s para el segundo temple (suponiendo particionado completo).
4. Tiempos y temperaturas de particionado para evitar formación de fases secundarias, obtenidas de los diagramas TTT (Ver sección 4.4.4). El tiempo máximo de particionado antes de formar bainita varía dependiendo a la temperatura, como se muestra en la Tabla 4.5.

### 4.5.3. Propuesta de tratamiento térmico

Con base en los parámetros de diseño se propuso el siguiente tratamiento térmico de temple y particionado (ver Figura 4.35).

La temperatura de austenización se estableció en 900°C, 50°C más arriba de la  $Ac_3$  del acero 2212 para garantizar una austenización completa en ambos aceros. La rapidez de calentamiento inicial se estableció en 10°C/s sin embargo, puede ser ajustada a conveniencia pues no interviene en el proceso de temple y particionado. Por otro lado, la segunda rapidez de calentamiento se ajustó a 30°C/s con el fin de alcanzar rápidamente la temperatura de particionado y que el tiempo de calentamiento no influya en el tiempo total de particionado.

Todas las rapideces de enfriamiento se propusieron a 10°C/s para garantizar que no exista formación de fases secundarias; sin embargo, los diagramas CCT muestran que se podrían utilizar de hasta 1°C/s para el primer temple. En el segundo temple, al suponer el particionado completo, hay que tomar en cuenta el diagrama CCT de la Figura 4.16. En este, la tasa de enfriamiento mínima para no formar perlita es de alrededor de 5°C/s.

Se propusieron tres diferentes temperaturas de particionado (300°C, 350°C y 400°C) variando 50°C entre ellas. Esto para buscar en cual se obtiene la mayor cantidad de austenita retenida puesto que hasta el momento no hay forma de predecir la temperatura óptima de particionado. El tiempo de particionado se ajustó a 10s, evitando así

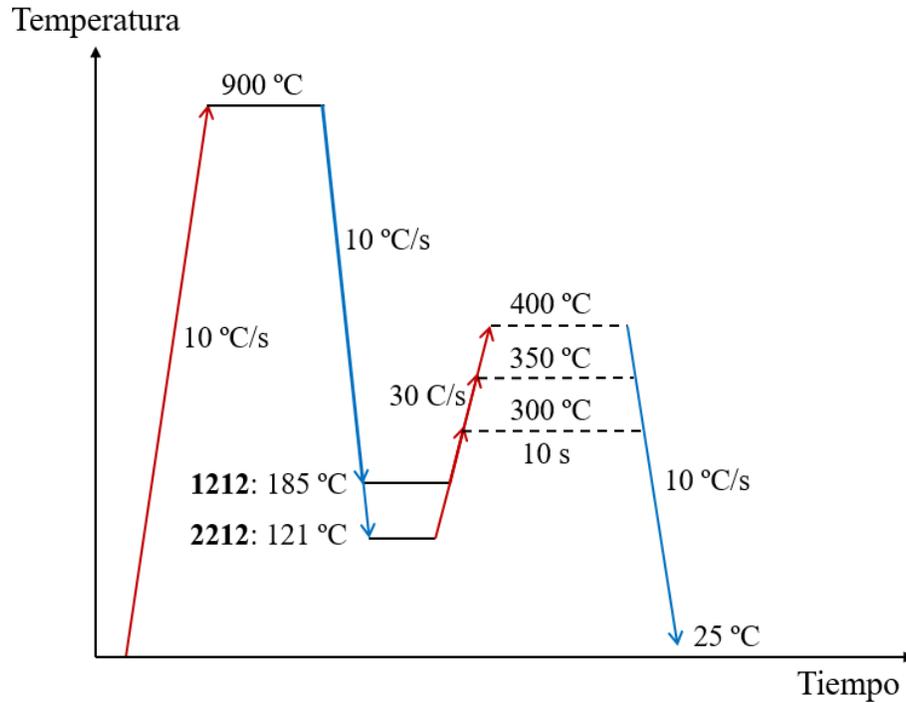


Figura 4.35: Diagrama de propuesta de tratamiento térmico de temple y particionado.

la formación de bainita. De igual forma, se ha demostrado que a partir de tiempos mayores a 0.1s el particionado no incrementa la cantidad de austenita retenida final [48], por lo que tiempos mayores son utilizados sólo para asegurar homogeneidad térmica en las muestras.

## 5. Conclusiones

1. Se fabricaron dos aceros con diferente porcentaje de carbono usando un horno de inducción al vacío. La composición medida de los aceros fabricados se comparó con la composición nominal habiendo pequeñas diferencias, atribuidas al proceso de fundición. Con variaciones máximas de 0.03 wt. %, exceptuando el silicio que tuvo una variación de 0.13 wt. %.
2. Se caracterizaron las microestructuras de los aceros fabricados: El acero 1212 presentó tres fases: ferrita, bainita y martensita, mientras que el acero 2212 solo tuvo fase martensítica. Ambos aceros mostraron dos tipos de inclusiones: sulfuros de manganeso y óxidos globulares, ambas como consecuencia del proceso de fundición. La gran cantidad de inclusiones se puede explicar por la zona del lingote desde la cual se obtuvieron las muestras. Ningún acero presentó segregación de manganeso.
3. Se desarrolló una aplicación web capaz de trazar la gráfica de cantidades de fase en aceros de temple y particionado con respecto a la temperatura de temple independientemente del porcentaje de elementos aleantes. Asimismo, la herramienta calcula la temperatura ideal de temple, austenita retenida máxima ideal y porcentaje de carbono en la austenita. También es capaz de graficar dichos resultados en función del contenido de carbono del acero. Se validaron los resultados obtenidos con la aplicación comparándolos con resultados reportados en bibliografía. Con respecto a valores calculados por OPTIDAMATOL, existió una diferencia máxima en fracción de austenita retenida de 0.02. En cuanto a valores medidos de austenita retenida reportados en la bibliografía, hubo diferencias de 0.02. Excepto en un caso donde la diferencia fue de 0.09, que puede ser atribuida a las suposiciones de particionado del modelo. A pesar de esto, los valores calculados y medidos son lo suficientemente parecidos para considerar a la aplicación como una herramienta de diseño válida.
4. Se obtuvieron las temperaturas de transformación  $A_{c3}$ :  $817^{\circ}\text{C}$  para el acero 1212 y  $842^{\circ}\text{C}$  para el acero 2212. Las temperaturas de iniciación de la transformación martensítica  $M_s$  también fueron determinadas:  $264^{\circ}\text{C}$  para el acero 1212 y  $192^{\circ}\text{C}$  para el acero 2212. Igualmente, se construyeron los diagramas CCT utilizando cinco diferentes rapidezces de enfriamiento:  $50^{\circ}\text{C/s}$ ,  $30^{\circ}\text{C/s}$ ,  $10^{\circ}\text{C/s}$ ,  $1^{\circ}\text{C/s}$

y  $0.1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ . En ambos aceros solo existieron transformaciones diferentes a la martensítica al enfriar a  $0.1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ . Finalmente, se construyeron los diagramas TTT a cinco temperaturas de mantenimiento diferentes:  $300^{\circ}\text{C}$ ,  $350^{\circ}\text{C}$ ,  $400^{\circ}\text{C}$ ,  $450^{\circ}\text{C}$  y  $500^{\circ}\text{C}$ .

5. Se diseñó un tratamiento térmico de temple y particionado para los aceros candidatos considerando los resultados teóricos de la temperatura ideal de temple así como los resultados reales obtenidos de los análisis térmicos y microestructurales. Las temperaturas de temple fueron seleccionadas a partir de las temperaturas de temple ideales obtenidas por la aplicación QPQT:  $185^{\circ}\text{C}$  para el acero 1212 y  $121^{\circ}\text{C}$  para el acero 2212. La fracción de austenita retenida máxima para cada caso fue de 0.33 y 0.5, respectivamente. Las rapidezces de enfriamiento se establecieron en  $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$  para evitar la formación de microconstituyentes. Finalmente, se sugirió iterar con diferentes temperaturas de particionado por 10s.

## 6. Perspectivas

El presente escrito representa únicamente una pequeña parte del trabajo que es diseñar, fabricar y ensayar un acero avanzado de alta resistencia (AHSS). La continuación directa a esta línea de investigación es realizar el tratamiento térmico propuesto con el fin de encontrar la temperatura de particionado ideal. Utilizando la técnica de difracción de rayos-X es posible medir la cantidad de austenita retenida final a las diferentes temperaturas de particionado y por tanto, escoger aquella donde la cantidad de austenita sea máxima. De igual forma, sería un gran complemento comparar dicha cantidad de austenita retenida con los resultados teóricos presentados en este trabajo.

Finalmente, el último paso en el proceso de diseño y fabricación del acero avanzado sería ensayar mecánicamente las probetas para medir su esfuerzo de cedencia y compararlo con el acero sin recibir el tratamiento térmico de temple y particionado.

Por otro lado, el software QPQT puede ser expandido a utilizar aún más elementos aleantes así como diferentes métodos para calcular la  $M_s$ . Asimismo, en el presente trabajo solo se utilizó el diagrama de fracciones de fase, sin embargo, el *software* es capaz de realizar cálculos en función del contenido de carbono, lo cual puede ser utilizado para un mejor entendimiento del proceso de temple y particionado. La interpretación física de las curvas de temperatura ideal de temple y austenita retenida máxima en función del contenido de carbono del acero podría dar pie a ello.

Además, la misma versatilidad del software podría dar lugar al rápido diseño y prototipado de nuevas aleaciones de temple y particionado, lo cual da oportunidad para nuevos trabajos de investigación en el área de aceros avanzados.

# Referencias

- [1] «2022 World Steel in Figures», World Steel Association, Bruselas, Informe Técnico, 2022.
- [2] D. T. Llewellyn y R. C. Hudd, «Steels : metallurgy and applications», 1998.
- [3] J. Galán, L. Samek, P. Verleysen, K. Verbeke e Y. Houbaert, «Advanced high strength steels for automotive industry», *Revista de Metalurgia*, vol. 48, n.º 2, págs. 118-131, 2012.
- [4] C. D. Horvath, «The Future Revolution in Automotive High Strength Steel Usage», General Motors Corporation, Informe Técnico, 2004.
- [5] L. Giordano, P. Matteazzi, A. Tiziani y A. Zambon, «Retained austenite variation in dual-phase steel after mechanical stressing and heat treatment», *Materials Science and Engineering: A*, vol. 131, n.º 2, págs. 215-219, 1991.
- [6] Y.-l. Kang, Q.-h. Han, X.-m. Zhao y M.-h. Cai, «Influence of nanoparticle reinforcements on the strengthening mechanisms of an ultrafine-grained dual phase steel containing titanium», *Materials & Design*, vol. 44, págs. 331-339, 2013.
- [7] R. Kuziak, R. Kwalla y S. Waengler, «Advanced high strength steels for automotive industry», *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, vol. 8, n.º 2, págs. 103-117, 2008.
- [8] M. Tisza, «Three Generations of Advanced High Strength Steels in the Automotive Industry», en *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, vol. 22, Springer Science y Business Media Deutschland GmbH, 2021, págs. 81-94.
- [9] T. Nanda, V. Singh, V. Singh, A. Chakraborty y S. Sharma, «Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties», *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, vol. 233, n.º 2, págs. 209-238, 2019.
- [10] O. Kwon, K. Y. Lee, G. S. Kim y K. G. Chin, «New Trends in Advanced High Strength Steel Developments for Automotive Application», *Materials Science Forum*, vol. 638-642, págs. 136-141, 2010.
- [11] R. Krupitzer, «Third Generation Advanced High Strength Steel (AHSS)», American Iron and Steel Institute, ed., Washington DC, 2006.

- [12] J. Speer, D. Matlock, B. De Cooman y J. Schroth, «Carbon partitioning into austenite after martensite transformation», *Acta Materialia*, vol. 51, n.º 9, págs. 2611-2622, 2003.
- [13] J. G. Speer, F. C. Rizzo Assunção, D. K. Matlock y D. V. Edmonds, «The "quenching and partitioning" process: Background and recent progress», *Materials Research*, vol. 8, n.º 4, págs. 417-423, 2005.
- [14] D. V. Edmonds, K. He, F. C. Rizzo, B. C. De Cooman, D. K. Matlock y J. G. Speer, «Quenching and partitioning martensite-A novel steel heat treatment», *Materials Science and Engineering A*, vol. 438-440, n.º SPEC. ISS. Págs. 25-34, 2006.
- [15] Y. Toji, G. Miyamoto y D. Raabe, «Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation», *Acta Materialia*, vol. 86, págs. 137-147, 2015.
- [16] M. J. Santofimia, L. Zhao y J. Sietsma, «Model for the interaction between interface migration and carbon diffusion during annealing of martensite-austenite microstructures in steels», *Scripta Materialia*, vol. 59, n.º 2, págs. 159-162, 2008.
- [17] N. Zhong, X. Wang, Y. Rong y L. Wang, «Interface Migration between Martensite and Austenite during Quenching and Partitioning (Q&P) Process», *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 22, n.º 6, 2006.
- [18] H. K. D. H. Bhadeshia y D. V. Edmonds, «The bainite transformation in a silicon steel», *Metallurgical Transactions A*, vol. 10, n.º 7, págs. 895-907, 1979.
- [19] S. Traint, A. Pichler, K. Hauzenberger, P. Stiaszny y E. Werner, «Influence of silicon, aluminium, phosphorus and copper on the phase transformations of low alloyed TRIP-steels», *Steel Research*, vol. 73, n.º 6-7, págs. 259-266, 2002.
- [20] D. P. Koistinen y R. E. Marburger, «A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels», *Acta Metallurgica*, vol. 7, n.º 1, págs. 59-60, 1959.
- [21] S. M. C. van Bohemen, «Bainite and martensite start temperature calculated with exponential carbon dependence», *Materials Science and Technology*, vol. 28, n.º 4, págs. 487-495, 2012.
- [22] L. Wang y J. G. Speer, «Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment», *Metallography, Microstructure, and Analysis*, vol. 2, n.º 4, págs. 268-281, 2013.
- [23] A. Di Schino, P. Emilio Di Nunzio y J. Maria Cabrera, «Effect of quenching & partitioning process on a low carbon steel», *Advanced Materials Letters*, vol. 8, n.º 5, págs. 641-644, 2017.
- [24] S. S. Nayak, R. Anumolu, R. D. Misra, K. H. Kim y D. L. Lee, «Microstructure-hardness relationship in quenched and partitioned medium-carbon and high-carbon steels containing silicon», *Materials Science and Engineering A*, vol. 498, n.º 1-2, págs. 442-456, 2008.

- [25] M. D. Meyer, D. Vanderschueren y B. C. D. Cooman, «The Influence of the Substitution of Si by Al on the Properties of Cold Rolled C-Mn-Si TRIP Steels.», *ISIJ International*, vol. 39, n.º 8, págs. 813-822, 1999.
- [26] C. Garcia-Mateo, F. G. Caballero y H. K. D. H. Bhadeshia, «Acceleration of Low-temperature Bainite», *ISIJ International*, vol. 43, n.º 11, págs. 1821-1825, 2003.
- [27] S. Ayenampudi et al., «Microstructural Impact of Si and Ni During High Temperature Quenching and Partitioning Process in Medium-Mn Steels», *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, vol. 52, n.º 4, págs. 1321-1335, 2021.
- [28] K. Zhang, M. Zhang, Z. Guo, N. Chen e Y. Rong, «A new effect of retained austenite on ductility enhancement in high-strength quenching-partitioning-tempering martensitic steel», *Materials Science and Engineering A*, vol. 528, n.º 29-30, págs. 8486-8491, 2011.
- [29] X. Huang, W. Liu, Y. Huang, H. Chen y W. Huang, «Effect of a quenching-long partitioning treatment on the microstructure and mechanical properties of a 0.2C% bainitic steel», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 222, págs. 181-187, 2015.
- [30] X. Tan, Y. Xu, X. Yang, Z. Liu y D. Wu, «Effect of partitioning procedure on microstructure and mechanical properties of a hot-rolled directly quenched and partitioned steel», *Materials Science and Engineering A*, vol. 594, págs. 149-160, 2014.
- [31] M. Carpio, J. Calvo, O. García, J. P. Pedraza y J. M. Cabrera, «Heat treatment design for a qp steel: Effect of partitioning temperature», *Metals*, vol. 11, n.º 7, 2021.
- [32] J. H. Ryu, D.-I. Kim, H. S. Kim, H. K. D. H. Bhadeshia y D.-W. Suh, «Strain Partitioning and Mechanical Stability of Retained Austenite», *Scripta Materialia*, vol. 63, págs. 297-299, 2010.
- [33] D. K. Matlock, J. G. Speer, E. De Moor y P. J. Gibbs, «Recent developments in advanced high strength sheet steels for automotive applications: An overview.», *JESTECH*, vol. 15, n.º 1, págs. 1-12, 2012.
- [34] J. Wang y S. Van Der Zwaag, «Stabilization mechanisms of retained austenite in transformation-induced plasticity steel», *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 32, n.º 6, págs. 1527-1539, 2001.
- [35] R. Blondé et al., «Mechanical stability of individual austenite grains in TRIP steel studied by synchrotron X-ray diffraction during tensile loading», *Materials Science and Engineering A*, vol. 618, págs. 280-287, 2014.
- [36] X. C. Xiong, B. Chen, M. X. Huang, J. F. Wang y L. Wang, «The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel», *Scripta Materialia*, vol. 68, n.º 5, págs. 321-324, 2013.

- [37] J. Sun y H. Yu, «Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process», *Materials Science and Engineering A*, vol. 586, págs. 100-1107, 2013.
- [38] G. Krauss, «Solidification, segregation, and banding in carbon and alloy steels», *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 34, n.º 6, págs. 781-792, 2003.
- [39] R. A. Grange, «Effect of microstructural banding in steel», *Metallurgical Transactions*, vol. 2, n.º 2, págs. 417-426, 1971.
- [40] F. HajyAkbari, J. Sietsma, R. H. Petrov, G. Miyamoto, T. Furuhashi y M. J. Santofimia, «A quantitative investigation of the effect of Mn segregation on microstructural properties of quenching and partitioning steels», *Scripta Materialia*, vol. 137, págs. 27-30, 2017.
- [41] F. Forouzan, L. Borasi, E. Vuorinen y F. Mücklich, «Optimization of Quenching Temperature to Minimize the Micro Segregation Induced Banding Phenomena in Quenching and Partitioning (Q&P) Steels», *Steel Research International*, vol. 90, n.º 1, 2019.
- [42] M. J. Santofimia, R. H. Petrov, L. Zhao y J. Sietsma, «Microstructural analysis of martensite constituents in quenching and partitioning steels», *Materials Characterization*, vol. 92, págs. 91-95, 2014.
- [43] F. HajyAkbari et al., «Analysis of the mechanical behavior of a 0.3C-1.6Si-3.5Mn (wt %) quenching and partitioning steel», *Materials Science and Engineering A*, vol. 677, págs. 505-514, 2016.
- [44] S. Ayenampudi, C. Celada-Casero, J. Sietsma y M. J. Santofimia, «Microstructure evolution during high-temperature partitioning of a medium-Mn quenching and partitioning steel», *Materialia*, vol. 8, 2019.
- [45] C. Y. Wang, J. Shi, W. Q. Cao y H. Dong, «Characterization of microstructure obtained by quenching and partitioning process in low alloy martensitic steel», *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, n.º 15, págs. 3442-3449, 2010.
- [46] J. Hidalgo, C. Celada-Casero y M. J. Santofimia, «Fracture mechanisms and microstructure in a medium Mn quenching and partitioning steel exhibiting macrosegregation», *Materials Science and Engineering A*, vol. 754, págs. 766-777, 2019.
- [47] I. Miettunen, S. Ghosh, M. C. Somani, S. Pallaspuuro y J. Kömi, «Competitive mechanisms occurring during quenching and partitioning of three silicon variants of 0.4 wt. % carbon steels», *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 11, págs. 1045-1060, 2021.
- [48] A. J. Clarke, J. G. Speer, D. K. Matlock, F. C. Rizzo, D. V. Edmonds y M. J. Santofimia, «Influence of carbon partitioning kinetics on final austenite fraction during quenching and partitioning», *Scripta Materialia*, vol. 61, n.º 2, págs. 149-152, 2009.

## A. Fragmento código fuente QPQT

A continuación se presenta un fragmento del código fuente escrito en Python para calcular y graficar las fracciones de fase del acero 1212, así como calcular la austenita máxima, su temperatura ideal de temple y el porcentaje de carbono.

```
import numpy as np
import pandas as pd
import math
import plotly.graph_objects as go
from plotly.subplots import make_subplots

#Porcentajes en peso de acero 1212
C=0.5
Mn=1.5
Si=2.0
Cr=0.3
Ni=0.2
Mo=0.25

#Alfa y Ms inicial
sumkixi_m=31*Mn+13*Si+10*Cr+18*Ni+12*Mo
sumkixi_a=(0.14*Mn+0.21*Si+0.11*Cr+0.08*Ni+0.05*Mo)
ms= 565-sumkixi_m-600*(1-math.exp(-0.96*C))
alfa_m=-(27.2-sumkixi_a-19.8*(1-math.exp(-1.56*C)))*.001

#Columna de temperatura cada 0.5°C de 1°C a 350°C
temp = [i for i in np.arange(1,350,0.5)]
df = pd.DataFrame({
    'Temperature': temp
})

#Columna de F Aust
df['F Aust']= np.exp(alfa_m*(ms-df['Temperature']))
#Columna de F Mart
df['F Mart']= 1-df['F Aust']
```

```

#Columna de %C
df['Carbon %']= C/df['F Aust']
#Columna Ms Nueva
df['New Ms']= 565-sumkixi_m-600*(1-np.exp(-0.96*df['Carbon %']))
#Columna F Mart nueva
df['New F Mart']=
((1-np.exp(alfa_m*(df['New Ms']-25)))*df['F Aust']).clip(lower=0)
#Columna Aust ret final
df['New Aust Ret']=df['F Aust']-df['New F Mart']

#Máxima austenita retenida con temperatura y %C
a_max = df['New Aust Ret'].max()
t_max = df.iloc[df['New Aust Ret'].argmax(), 0]
c_max = df.iloc[df['New Aust Ret'].argmax(), 3]

#Graficación
fig = make_subplots(specs=[[{"secondary_y": True}]]
fig.add_trace(
    go.Scatter(x=df['Temperature'], y=df['F Aust'],
    name="Initial Austenite"),
    secondary_y=False)
fig.add_trace(
    go.Scatter(x=df['Temperature'], y=df['F Mart'],
    name="Initial Martensite"),
    secondary_y=False)
fig.add_trace(
    go.Scatter(x=df['Temperature'], y=df['New F Mart'],
    name="Fresh Martensite"),
    secondary_y=False)
fig.add_trace(
    go.Scatter(x=df['Temperature'], y=df['New Aust Ret'],
    name="Retained Austenite"),
    secondary_y=False)
fig.add_trace(
    go.Scatter(x=df['Temperature'], y=df['Carbon %'],
    name="Carbon %"),
    secondary_y=True)

```

## B. Imágenes de microscopía óptica de ensayos CTT

En este apartado se encuentran todas las imágenes microestructurales obtenidas a partir de los ensayos CTT.



Acero 1212 con enfriamiento a 0.1 C<sup>o</sup>/s (50X).



Acero 1212 con enfriamiento a 0.1 C<sup>o</sup>/s (200X).



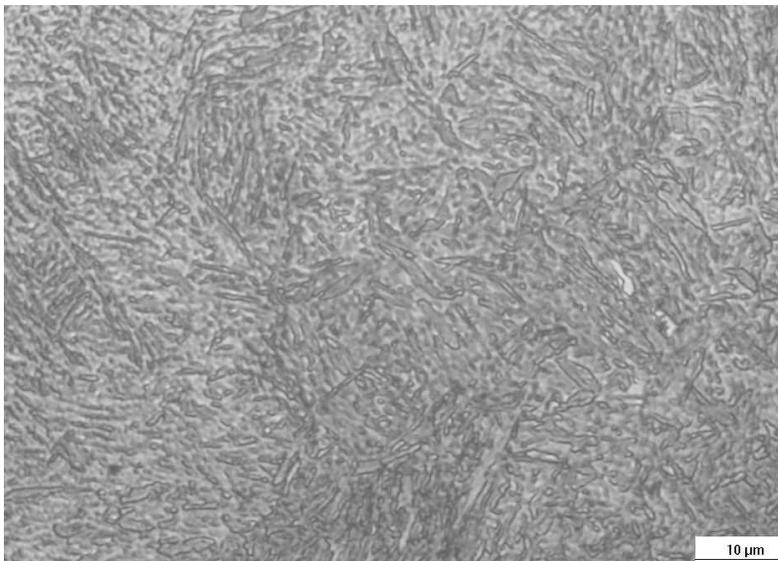
Acero 1212 con enfriamiento a 0.1 C°/s (500X).



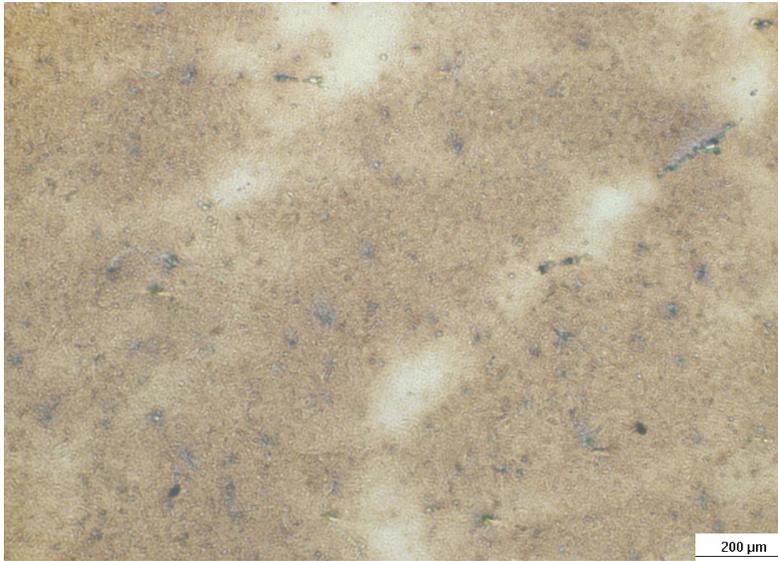
Acero 1212 con enfriamiento a 1 C°/s (50X).



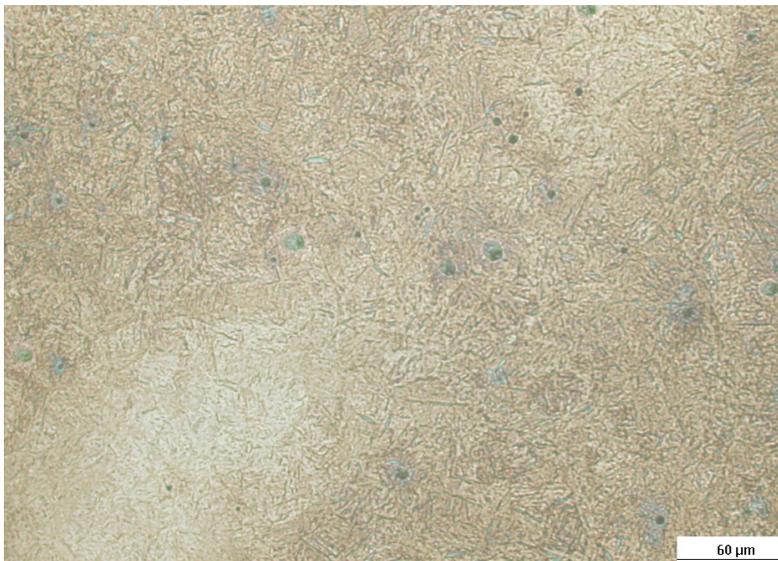
Acero 1212 con enfriamiento a 1 C<sup>o</sup>/s (200X).



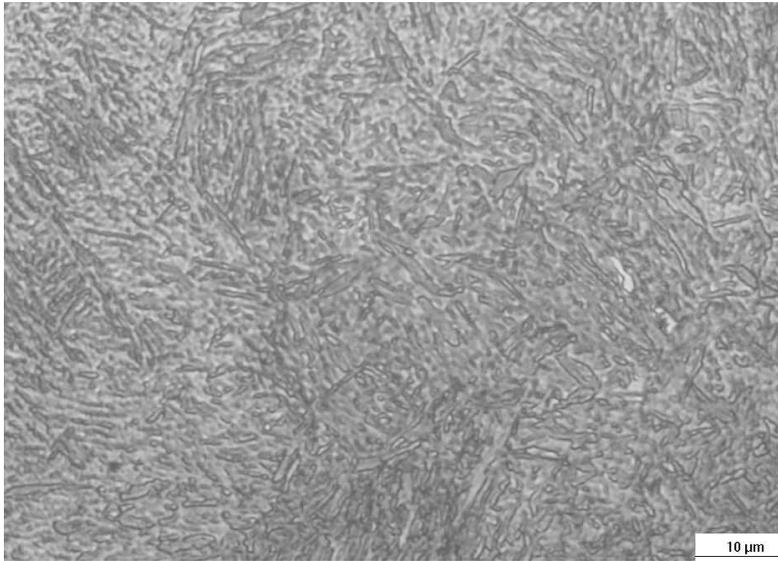
Acero 1212 con enfriamiento a 1 C<sup>o</sup>/s (1000X).



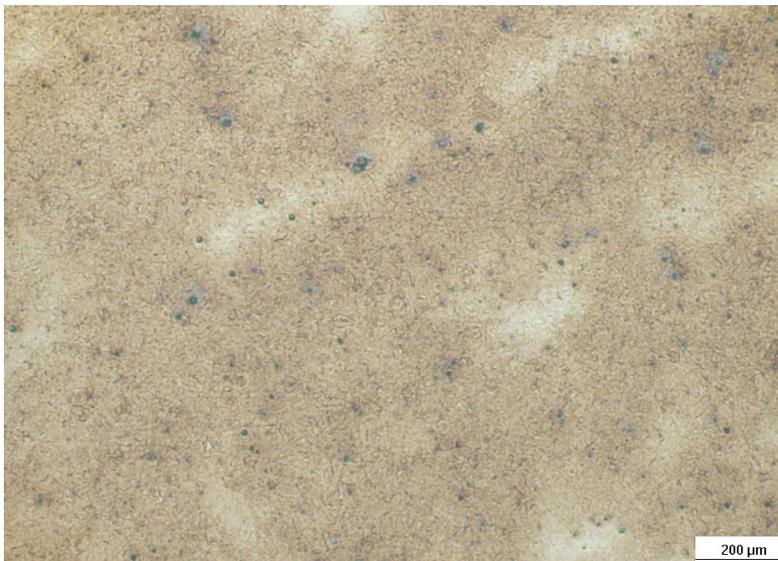
Acero 1212 con enfriamiento a 10 C°/s (50X).



Acero 1212 con enfriamiento a 10 C°/s (200X).



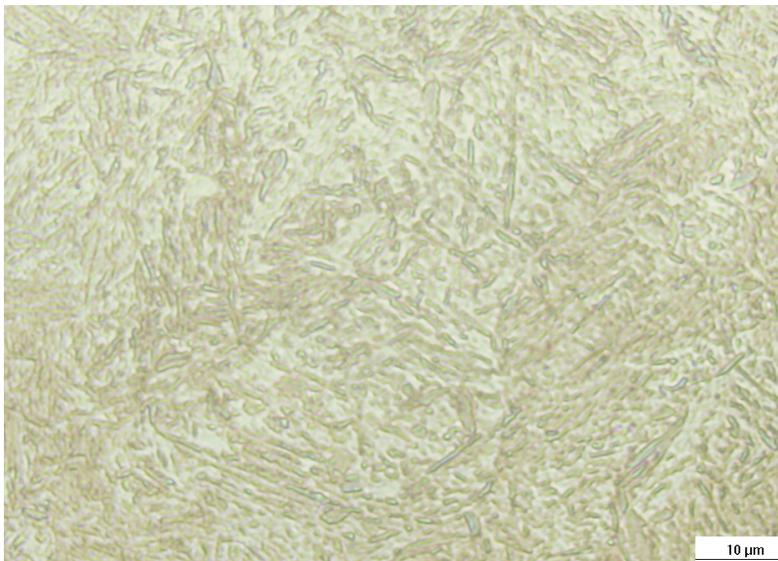
Acero 1212 con enfriamiento a 10 C°/s (1000X).



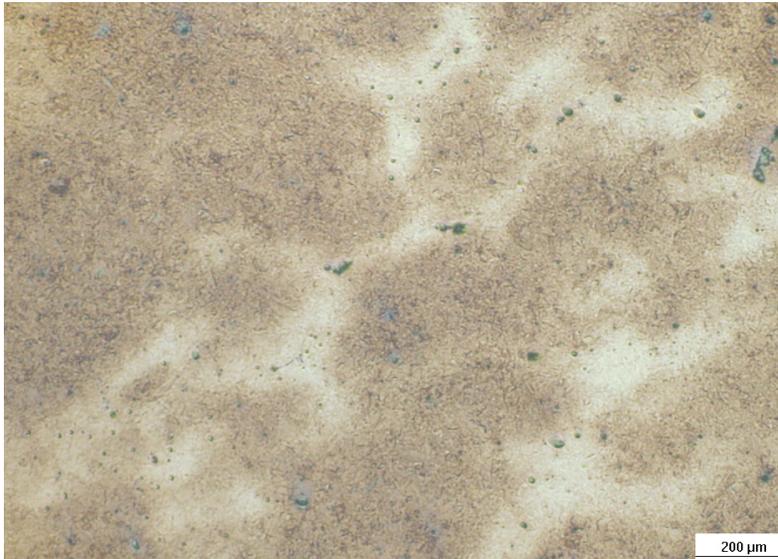
Acero 1212 con enfriamiento a 30 C°/s (50X).



Acero 1212 con enfriamiento a 30 C<sup>o</sup>/s (200X).



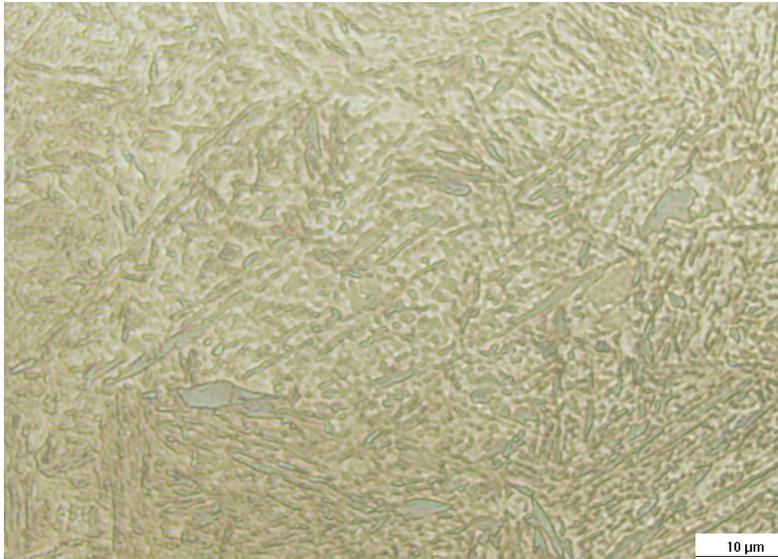
Acero 1212 con enfriamiento a 30 C<sup>o</sup>/s (1000X).



Acero 1212 con enfriamiento a 50 C<sup>o</sup>/s (50X).



Acero 1212 con enfriamiento a 50 C<sup>o</sup>/s (200X).



Acero 1212 con enfriamiento a 50 C<sup>o</sup>/s (1000X).



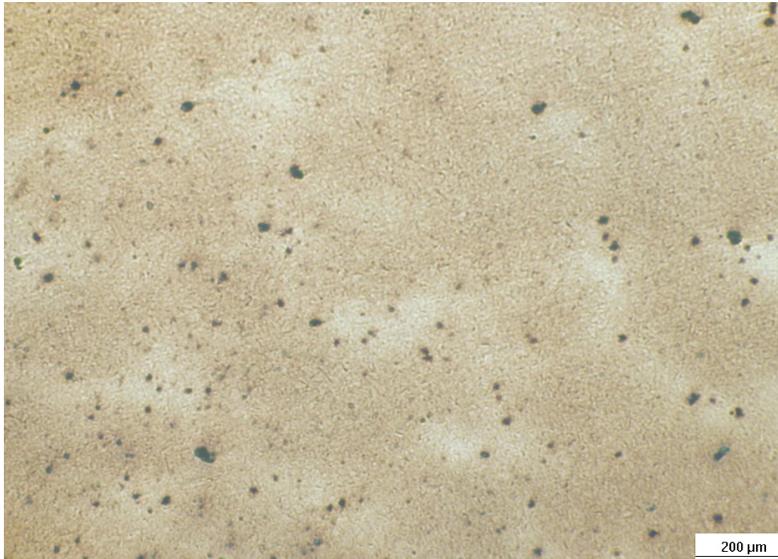
Acero 2212 con enfriamiento a 0.1 C<sup>o</sup>/s (50X).



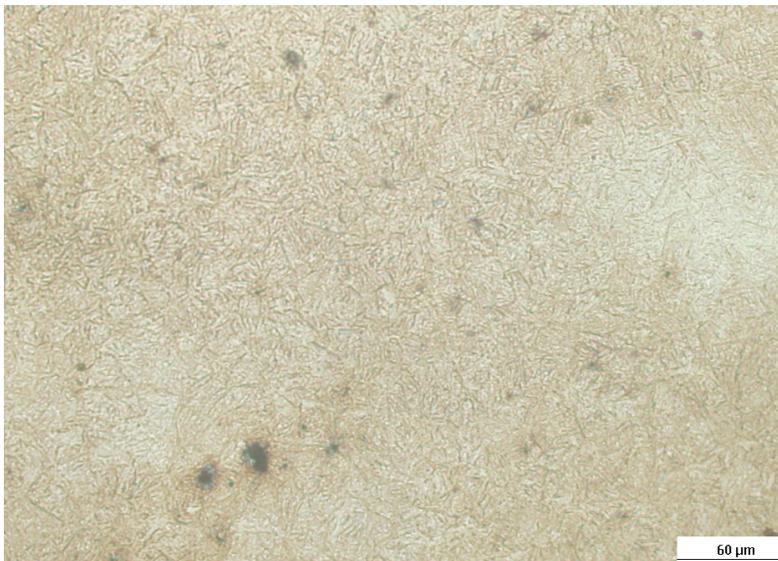
Acero 2212 con enfriamiento a 0.1 C<sup>o</sup>/s (200X).



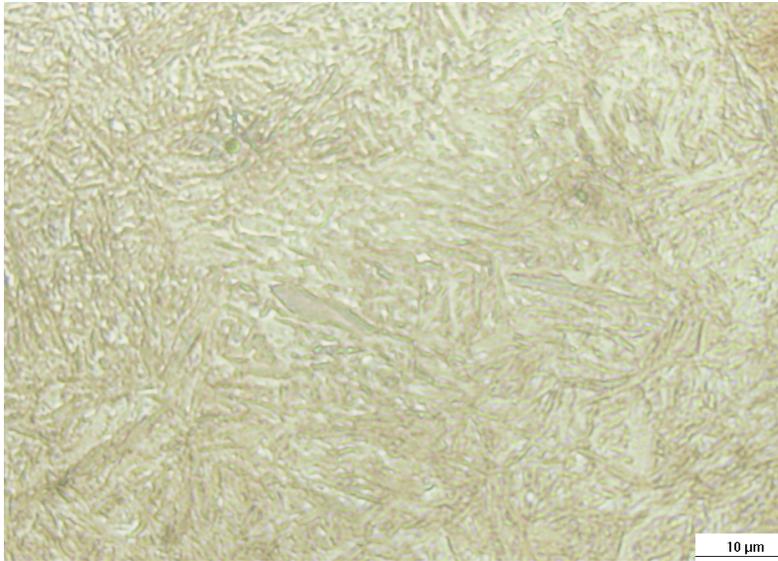
Acero 2212 con enfriamiento a 0.1 C<sup>o</sup>/s (500x).



Acero 2212 con enfriamiento a 1 C<sup>o</sup>/s (50X).



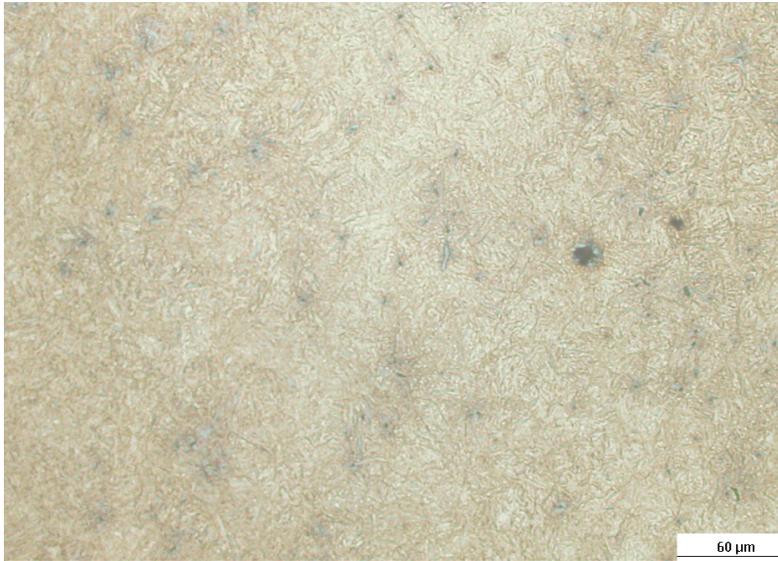
Acero 2212 con enfriamiento a 1 C<sup>o</sup>/s (200X).



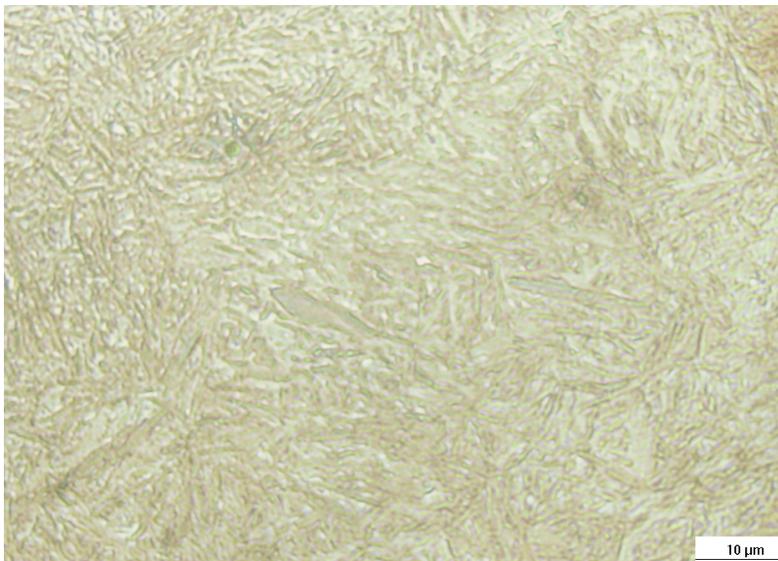
Acero 2212 con enfriamiento a 1 C°/s (1000X).



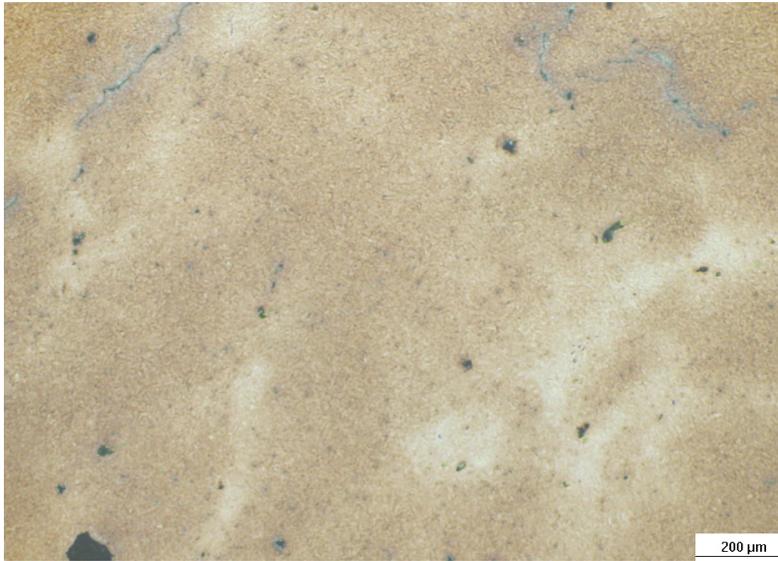
Acero 2212 con enfriamiento a 10 C°/s (50X).



Acero 2212 con enfriamiento a 10 C<sup>o</sup>/s (200X).



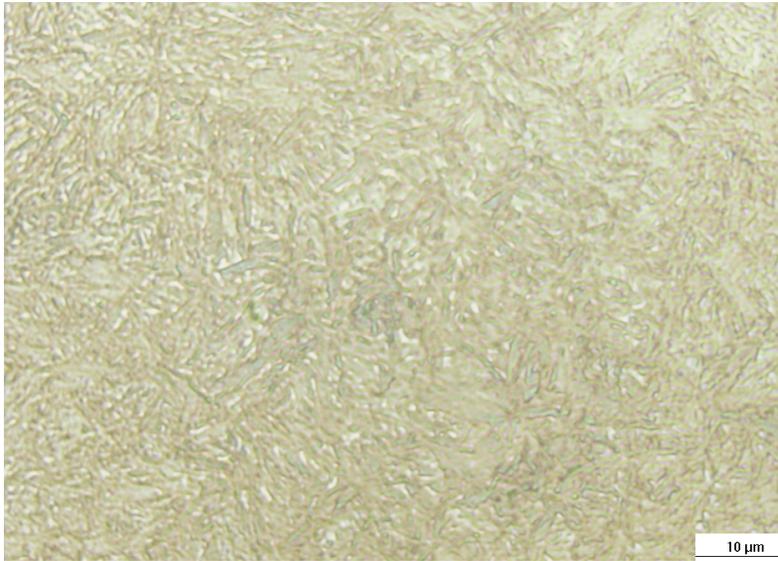
Acero 2212 con enfriamiento a 10 C<sup>o</sup>/s (1000X).



Acero 2212 con enfriamiento a 30 C°/s (50X).



Acero 2212 con enfriamiento a 30 C°/s (200X).



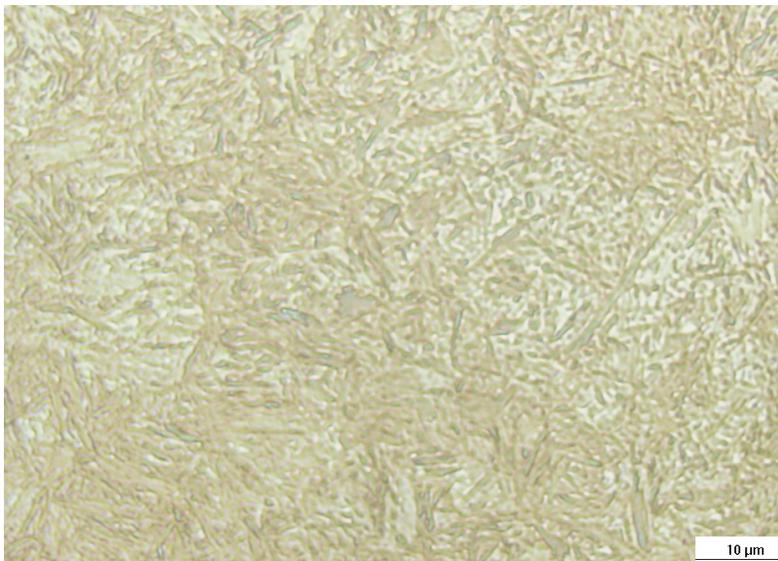
Acero 2212 con enfriamiento a 30 C<sup>o</sup>/s (1000X).



Acero 2212 con enfriamiento a 50 C<sup>o</sup>/s (50X).



Acero 2212 con enfriamiento a 50 C<sup>o</sup>/s (200X).



Acero 2212 con enfriamiento a 50 C<sup>o</sup>/s (1000X).

## C. Imágenes de microscopía óptica de ensayos TTT

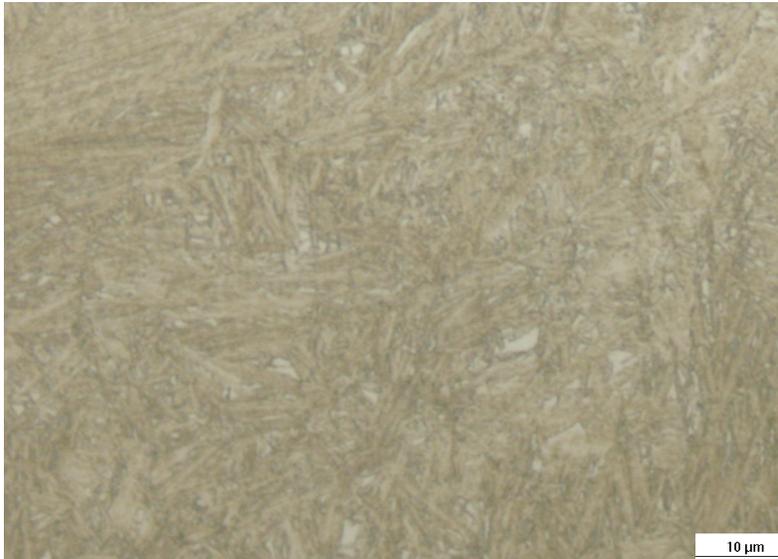
En este apartado se encuentran todas las imágenes microestructurales obtenidas a partir de los ensayos TTT.



Acero 1212 isoterma a 300°C por una hora (50X).



Acero 1212 isoterma a 300°C por una hora (200X).



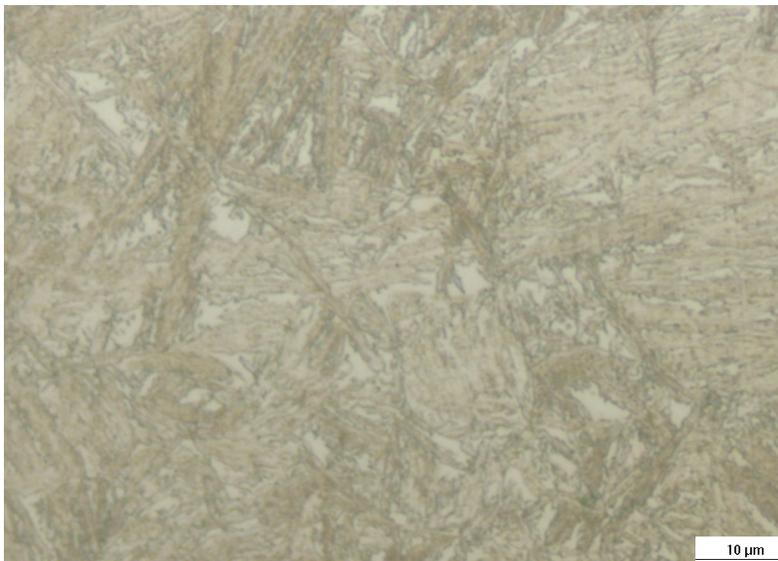
Acero 1212 isoterma a 300°C por una hora (500x).



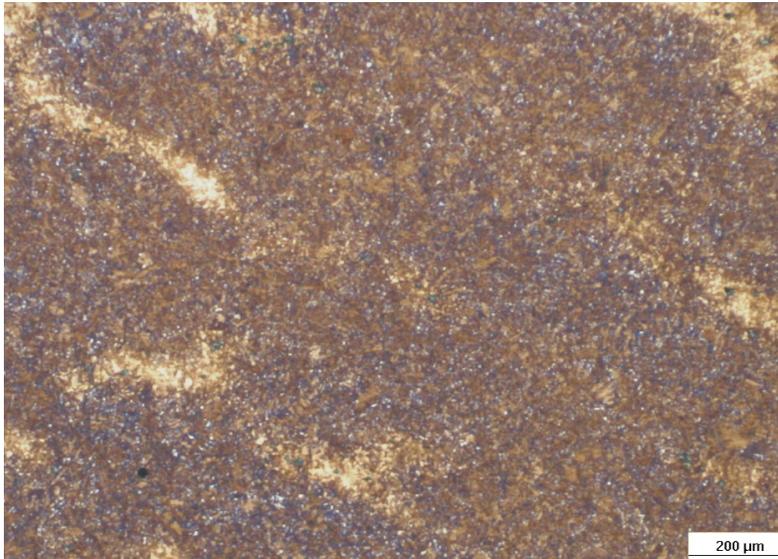
Acero 1212 isoterma a 350°C por una hora (50X).



Acero 1212 isoterma a 350°C por una hora (200X).



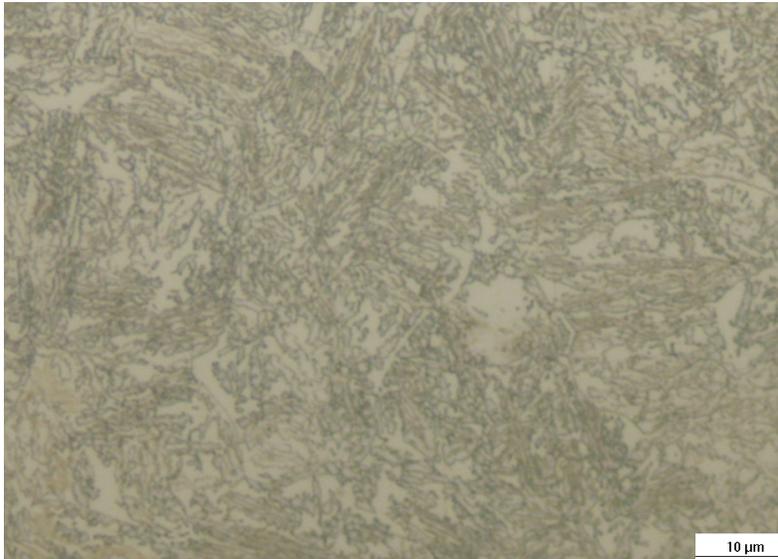
Acero 1212 isoterma a 350°C por una hora (1000X).



Acero 1212 isoterma a 400°C por una hora (50X).



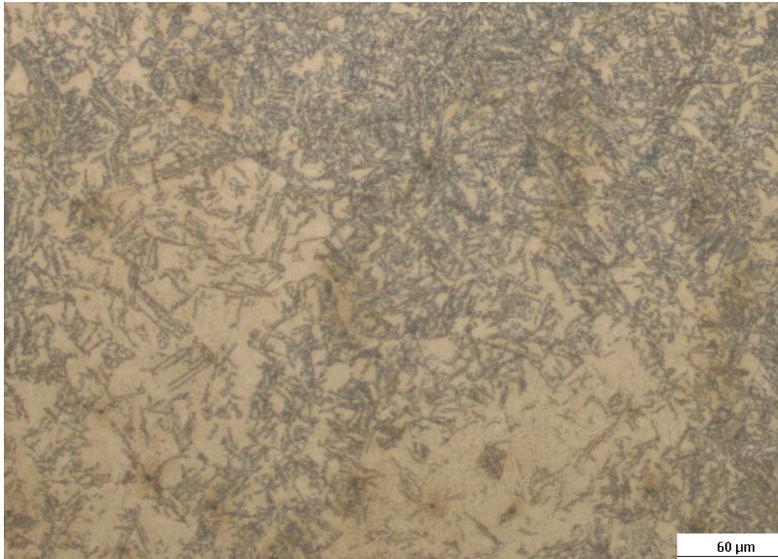
Acero 1212 isoterma a 400°C por una hora (200X).



Acero 1212 isoterma a 400°C por una hora (1000X).



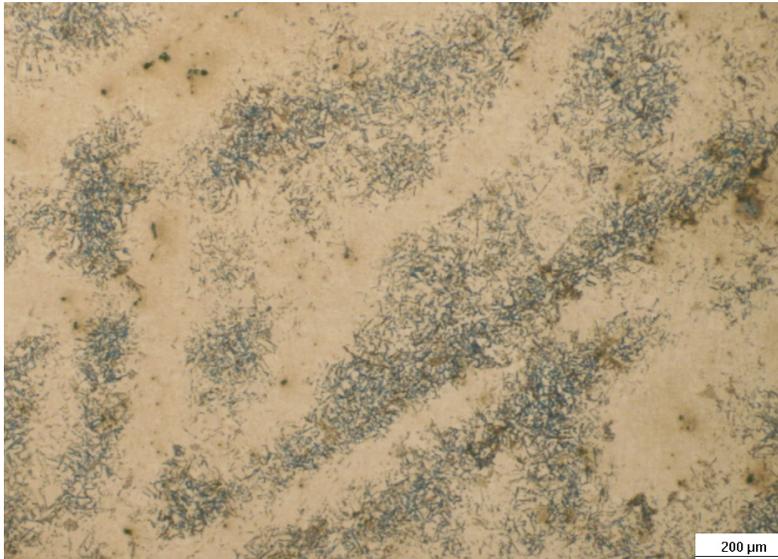
Acero 1212 isoterma a 450°C por una hora (50X).



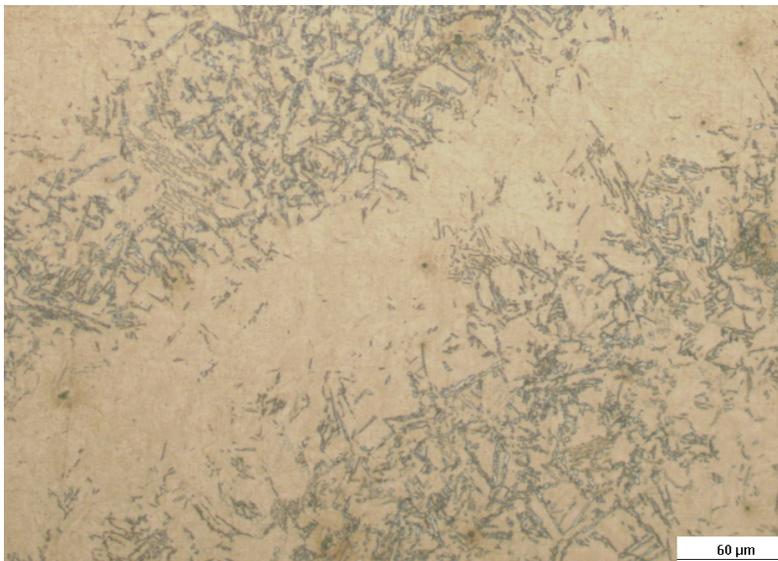
Acero 1212 isoterma a 450°C por una hora (200X).



Acero 1212 isoterma a 450°C por una hora (1000X).



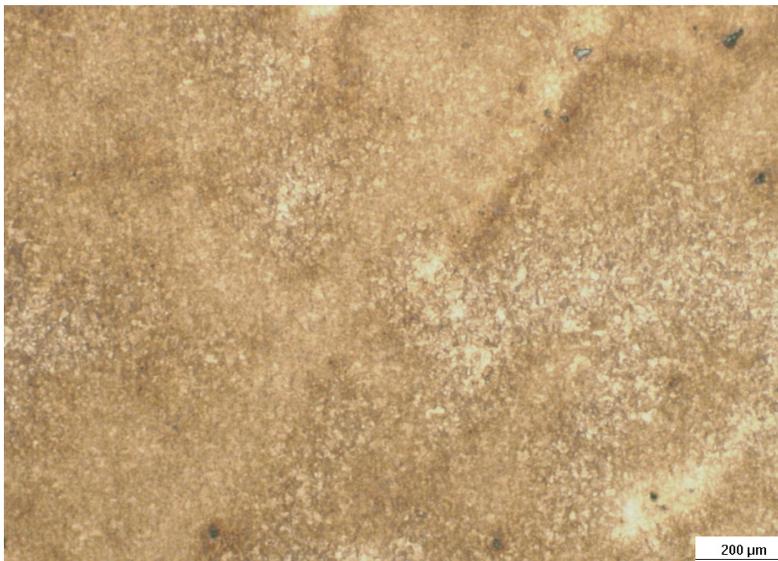
Acero 1212 isoterma a 500°C por una hora (50X).



Acero 1212 isoterma a 500°C por una hora (200X).



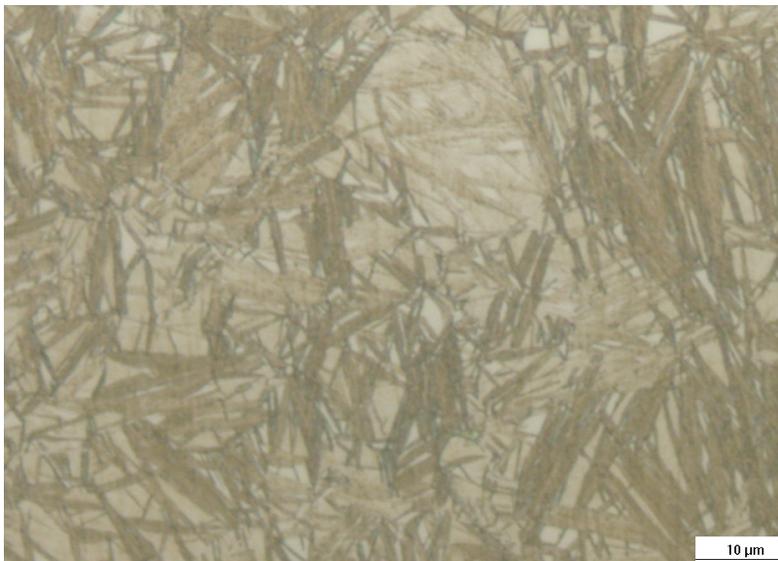
Acero 1212 isoterma a 500°C por una hora (1000X).



Acero 2212 isoterma a 300°C por una hora (50X).



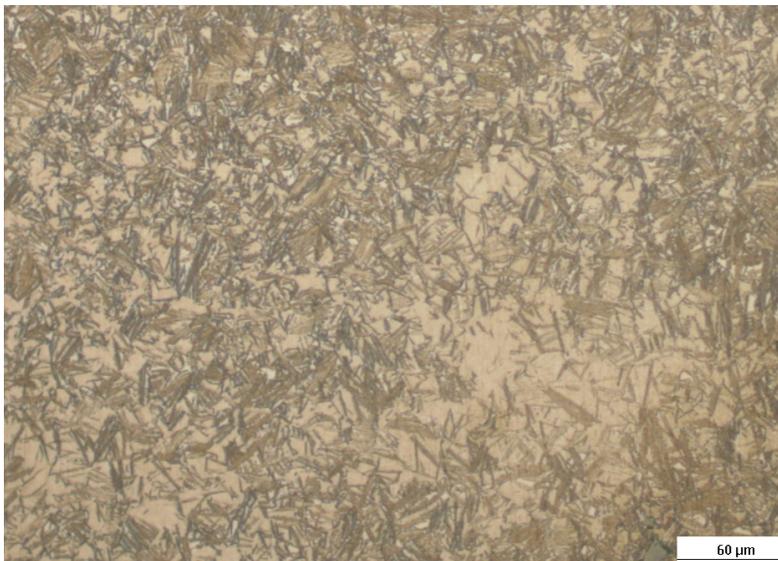
Acero 2212 isoterma a 300°C por una hora (200X).



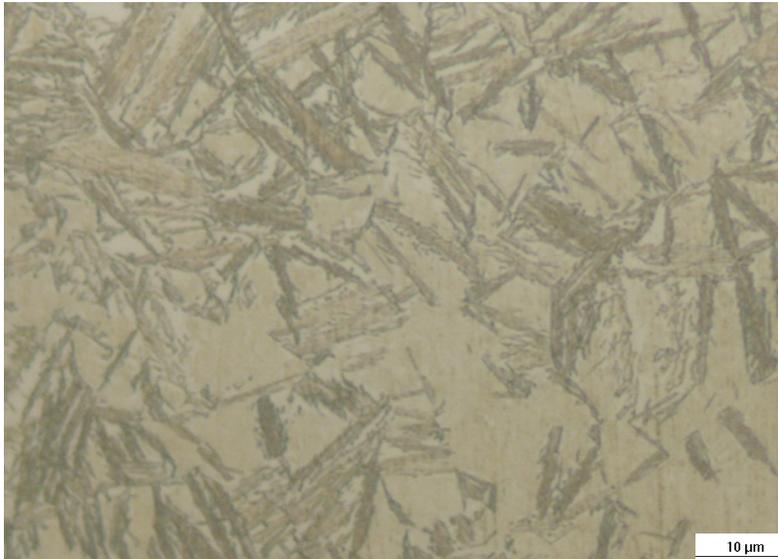
Acero 2212 isoterma a 300°C por una hora (500x).



Acero 2212 isoterma a 350°C por una hora (50X).



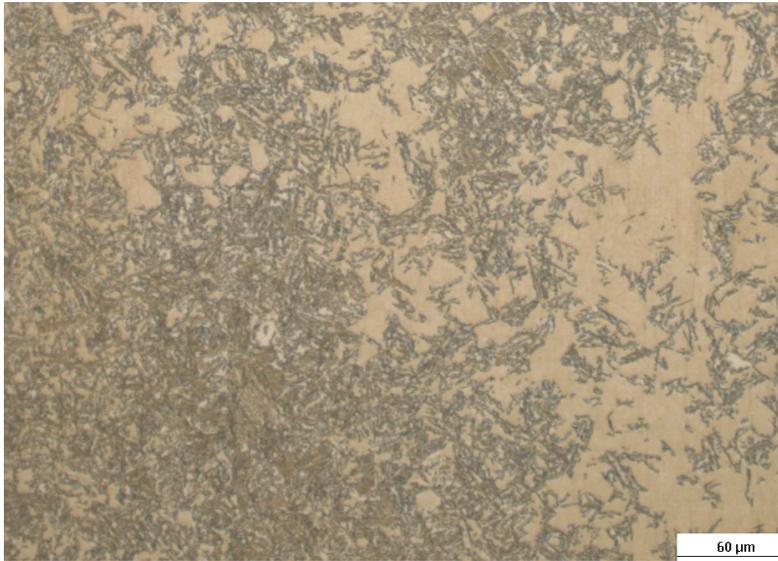
Acero 2212 isoterma a 350°C por una hora (200X).



Acero 2212 isoterma a 350°C por una hora (1000X).



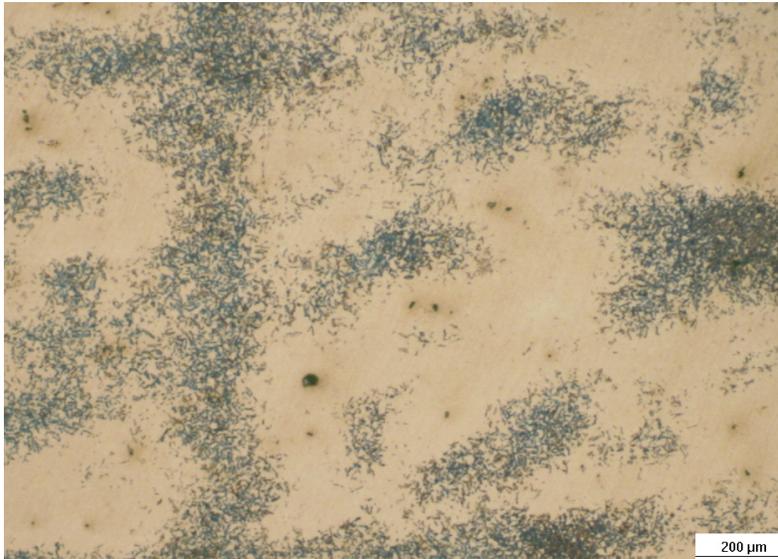
Acero 2212 isoterma a 400°C por una hora (50X).



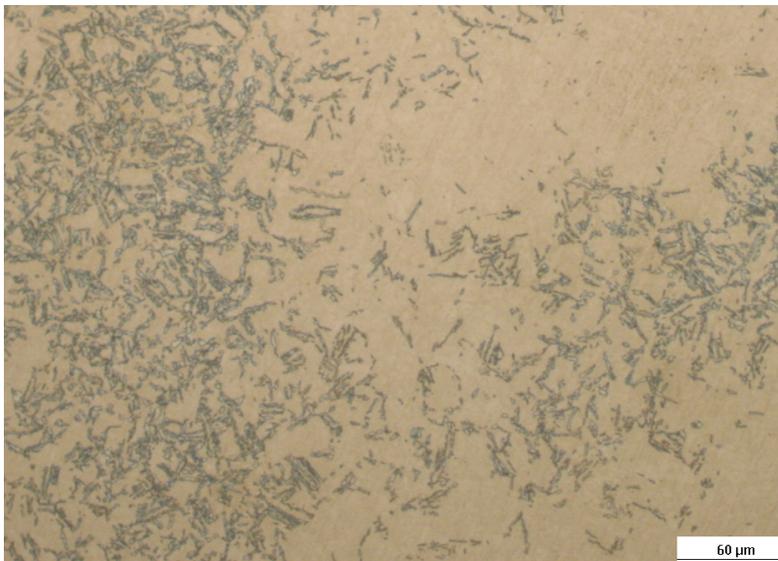
Acero 2212 isoterma a 400°C por una hora (200X).



Acero 2212 isoterma a 400°C por una hora (1000X).



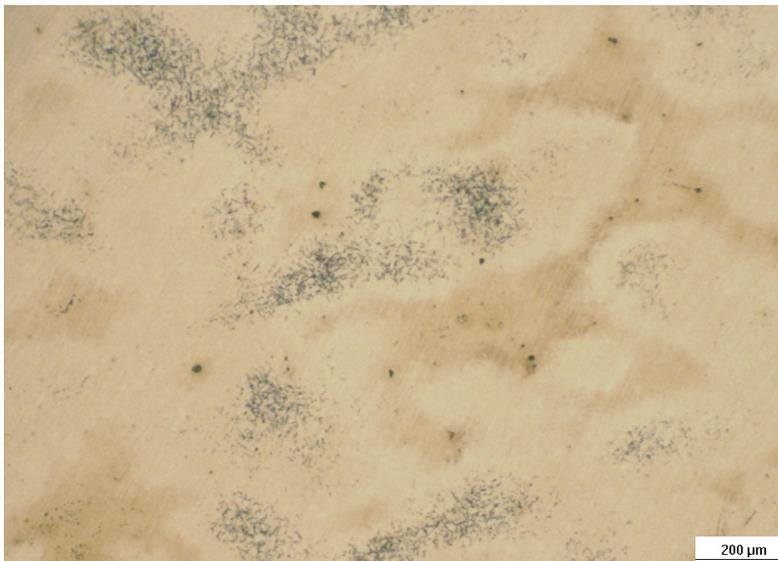
Acero 2212 isoterma a 450°C por una hora (50X).



Acero 2212 isoterma a 450°C por una hora (200X).



Acero 2212 isoterma a 450°C por una hora (1000X).



Acero 2212 isoterma a 500°C por una hora (50X).



Acero 2212 isoterma a 500°C por una hora (200X).



Acero 2212 isoterma a 500°C por una hora (1000X).