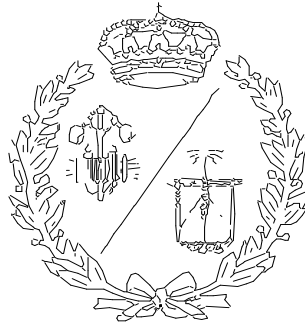


**ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS
INDUSTRIALES Y DE TELECOMUNICACIÓN**

UNIVERSIDAD DE CANTABRIA



Trabajo Fin de Grado

**ESTUDIO METALOGRÁFICO
CORRELATIVO ENTRE MUESTRAS
REALES Y SINTÉTICAS REPRESENTANDO
CILINDROS DE APOYO FORJADOS**

**(Correlative metallographic study between
real and synthetic samples representing
forged backup rolls)**

Para acceder al Título de

**GRADUADO EN INGENIERÍA EN
TECNOLOGÍAS INDUSTRIALES**

Autor: Javier Lázaró Rodríguez

Septiembre – 2025

TÍTULO	Estudio metalográfico correlativo entre muestras reales y sintéticas representando cilindros de apoyos forjados		
AUTOR	Javier Lázaró Rodríguez		
DIRECTOR/CODIRECTOR	José Alberto Álvarez Laso/ Carlos Llovo Vidal		
TITULACIÓN	Ingeniería en tecnologías industriales	FECHA	5-09-2025

PALABRAS CLAVE

Acero, Tratamiento térmico, Microestructura, Carburos, Dureza, ImageJ, JMatPro, SEM, Cilindro de apoyo.

PLANTEAMIENTO DEL TRABAJO

El proyecto busca validar un método para reproducir microestructuras de la capa templada de cilindros de apoyo en el laboratorio y, de manera complementaria, explorar el uso del software ImageJ para caracterizar los carburos de aleación de manera semiautomática. Para todo ello, la actividad experimental se centra en la caracterización y comparativa de muestras procedentes de un cilindro de producción con las de una serie de bloques tratados térmicamente en el laboratorio. Esto incluye identificación de microconstituyentes, diferenciando fases como bainita y martensita, y caracterización de carburos según tipo, geometría y fracción volumétrica. El proyecto contemplará el uso de técnicas de observación como microscopio óptico y SEM, complementadas con ensayos de dureza. Al fin del proyecto, se propondrá también una teoría sobre la formación de las microestructuras observadas según el tratamiento térmico aplicado en cada caso.

RESULTADOS

Los resultados de caracterización muestran diferencias entre los conjuntos de las muestras sintéticas y las procedentes del cilindro de producción, así como dentro de cada conjunto. Estas diferencias, que incluyen cambios en la dureza y en el número y distribución de tamaño de los carburos, son explicables desde un punto de vista metalúrgico. La principal hipótesis para explicar las observaciones es que el revenido dado a los bloques sintéticos no resulta en carburos de tamaño visible y, por tanto, las observaciones con microscopía se limitan al

efecto de la temperatura de austenización en la disolución progresiva de carburos primarios. En contraste, en el caso del cilindro de producción hay una presencia medible de carburos precipitados durante el revenido, puesto que éste ha sido mucho más intenso y los carburos han alcanzado mayores tamaños durante su fase de crecimiento.

CONCLUSIONES

El método sintético no reproduce fielmente las condiciones industriales con el actual conjunto de parámetros de temperatura y tiempo escogidos, ya que no genera carburos secundarios del mismo tamaño que en el cilindro de producción. Sin embargo, el uso de ImageJ en conjunto con el microscopio electrónico (SEM) demuestra ser un método válido para caracterizar carburos en aceros aleados, al mostrar tendencias coherentes con la teoría metalúrgica y con el efecto esperado de los tratamientos térmicos.

BIBLIOGRAFÍA

1. Callister, W. D. & Rethwisch, D. G. (2014). Materials Science and Engineering: An Introduction (9ª ed.). John Wiley & Sons.
2. Reinosá Forgings & Castings. (s.f.). People and talent. Recuperado el 29 de enero de 2025, de <https://reinosafc.com/language/en/people-and-talent/>
3. Del Barrio González, J. M. & García Mendieta, E. (2009). Metalurgia del acero. Sidenor I+D.

TITLE	Correlative metallographic study between real and synthetic samples representing forged backup rolls		
AUTHOR	Javier Lázaro Rodríguez		
DIRECTOR/CODIRECTOR	José Alberto Álvarez Laso/ Carlos Llovo Vidal		
DEGREE	Industrial Technologies Engineering	DATE	5-09-2025

KEYWORDS

Steel, Heat treatment, Microstructure, Carbides, Hardness, ImageJ, JMatPro, SEM, Backup roll.

OVERVIEW

The project aims to validate a method for reproducing microstructures of the hardened layer of backup rolls in the laboratory and, complementarily, to explore the use of ImageJ software for the semi-automatic characterization of alloy carbides. To this end, the experimental activity focuses on the characterization and comparison of samples from a production roll with those from a series of laboratory heat-treated blocks. This includes identifying microconstituents, differentiating phases such as bainite and martensite, and characterizing carbides according to type, geometry, and volume fraction. The project will involve the use of observation techniques such as optical microscopy and SEM, complemented by hardness tests. At the end of the project, a theory on the formation of the observed microstructures according to the applied heat treatment in each case will also be proposed.

RESULTS

The characterization results show differences between the sets of synthetic samples and those from the production roll, as well as within each set. These differences, which include changes in hardness and in the number and size distribution of carbides, can be explained from a metallurgical standpoint. The main hypothesis to explain the observations is that the tempering applied to the synthetic blocks does not result in visibly sized carbides, and therefore microscopy observations are limited to the effect of the austenitizing temperature on the progressive dissolution of primary carbides. In contrast, in the case of the production roll, there is a measurable presence of carbides precipitated during

tempering, since this process was much more intense and the carbides reached larger sizes during their growth stage.

CONCLUSIONS

The synthetic method does not accurately reproduce industrial conditions with the current set of selected temperature and time parameters, as it does not generate secondary carbides of the same size as in the production roll. However, the use of ImageJ together with the scanning electron microscope (SEM) proves to be a valid method for characterizing carbides in alloy steels, as it shows trends consistent with metallurgical theory and with the expected effect of heat treatments.

REFERENCES

1. Callister, W. D. & Rethwisch, D. G. (2014). *Materials Science and Engineering: An Introduction* (9th ed.). John Wiley & Sons.
2. Reinosá Forgings & Castings. (n.d.). People and talent. Retrieved January 29, 2025, from <https://reinosafc.com/language/en/people-and-talent/>
3. Del Barrio González, J. M. & García Mendieta, E. (2009). *Metalurgia del acero*. Sidenor I+D.

Agradecimientos:

En primer lugar, quiero agradecer a la empresa Reinosá Forgings and Castings por brindarme la oportunidad de realizar este proyecto y por facilitar los recursos necesarios para llevarlo a cabo. Gracias, especialmente, a Carlos Llovo Vidal, mi tutor en la empresa, por su paciencia, su cercanía y su constante disposición para enseñarme.

También a José Alberto Álvarez Laso, mi tutor en la universidad, por su apoyo académico, su criterio claro y su acompañamiento. A Ana Cimentada Hernández, gracias por realizar los ensayos con el SEM y por dedicarme tiempo para enseñarme durante el proceso.

A mis amigos de clase, gracias por compartir este viaje lleno de aprendizajes y risas, espero mantener vuestra amistad en el futuro. Y a mis amigos de Reinosá, gracias por los buenos momentos compartidos y por estar presentes en esta etapa.

A mi familia, por enseñarme el valor del trabajo, por su apoyo incondicional y por haber hecho posible con su esfuerzo que pudiera centrarme plenamente en mi formación.

A todos, gracias. De corazón.

Índice de contenidos

1	INTRODUCCIÓN.....	14
1.1	LA EMPRESA	14
1.2	PLANTEAMIENTO DEL TRABAJO	15
2	OBJETIVOS Y ALCANCE	16
3	REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	18
3.1	FUNDAMENTO DE LA LAMINACIÓN.....	18
3.1.1	CILINDROS.....	19
3.1.2	CILINDROS DE APOYO	19
3.2	ACERO	21
3.2.1	MICROESTRUCTURA DEL ACERO.....	21
3.2.2	DIAGRAMA DE FASES HIERRO-CARBONO	22
3.2.3	DIAGRAMAS TTT Y CCT	24
3.2.4	MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO DEL ACERO.....	26
3.3	AUSTENIZACIÓN	28
3.3.1	TERMODINÁMICA Y CINÉTICA DE LA FORMACIÓN DE AUSTENITA ..	29
3.3.2	CRECIMIENTO DEL GRANO AUSTENÍTICO	30
3.4	SEGREGACIÓN EN EL LINGOTE	31
3.5	PRECIPITADOS EN EL ACERO	33
3.5.1	CARBUROS	34
3.5.2	EVOLUCIÓN DE LOS CARBUROS DURANTE EL REVENIDO.....	36
3.6	SOFTWARE JMATPRO	38
3.7	PROCESO RFC	39
3.8	TRATAMIENTO DE TEMPLE DIFERENCIAL	43
3.9	CONDUCCIÓN DE CALOR EN ACEROS.....	45
4	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	48
4.1	MUESTRAS	48
4.1.1	MATERIALES.....	48
4.1.2	MUESTRAS DEL CILINDRO PRODUCCIÓN.....	49
4.1.3	MUESTRAS SINTÉTICAS.....	50
4.2	EQUIPOS UTILIZADOS	52
4.2.1	MICROSCOPIO ÓPTICO	52
4.2.2	MICROSCOPIO ELECTRÓNICO (SEM)	53

4.2.3	DURÓMETRO	54
4.2.4	PULIDORA/LIJADORA.....	56
4.3	ENSAYOS DE DUREZA	57
4.4	MICROSCOPIA ÓPTICA.....	57
4.5	MICROSCOPIA ELECTRÓNICA.....	58
4.5.1	Sesión de carburos.....	58
4.5.2	Sesión con las muestras atacadas químicamente	60
4.6	ANÁLISIS DE CARBUROS MEDIANTE IMAGEJ	61
4.6.1	Procedimiento del análisis	61
5	RESULTADOS	71
5.1	ENSAYOS DE DUREZAS	71
5.2	MICROSCOPIA ÓPTICA.....	72
5.3	MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM).....	74
5.3.1	Muestras sin atacar	74
5.3.2	Muestras atacadas químicamente	77
5.3.3	ESPECTROSCOPIA DE ENERGÍA DISPERSIVA (EDS).....	79
6	DISCUSIÓN DE RESULTADOS Y CONCLUSIONES	81
7	RECOMENDACIONES A FUTURO	87
8	BIBLIOGRAFÍA.....	88
9	ANEXO	91
9.1	MICROSCOPIA ÓPTICA.....	91
9.2	MICROSCOPIA ELECTRÓNICA CON LAS MUESTRAS SIN ATACAR.....	96
9.3	ESPECTROSCOPIA DE ENERGÍA DISPERSIVA (EDS).....	101

Índice de figuras:

Figura 1. Planta de Reinosá Forgings and Castings (Reinosá Forgings and Castings, 2025).	14
Figura 2. Líneas de fabricación de Reinosá Forgings and Castings (Reinosá Forgings and Castings, 2025).	14
Figura 3. Fuerzas en el proceso de laminación, (José Luis Enríquez, 2014). ..	18
Figura 4. Caja de laminación Sendzimir. (José Luis Enríquez, 2014).	20
Figura 5. Caja de laminación de cuatro cilindros, (José Luis Enríquez, 2010). 20	
Figura 6. Diagrama de fases Hierro-Carbono, (J.M. del Barrio González, 2009).	23
Figura 7. Diagrama TTT, (J.M. del Barrio González, 2009).	25
Figura 8. Diagrama CCT, (J.M. del Barrio González, 2009).	26
Figura 9. Temperaturas de transformación durante calentamiento o enfriamiento, (John G. Speer, 2013).	29
Figura 10. Diagrama de crecimiento del grano austenítico en función de la temperatura, (John G. Speer, 2013).	31
Figura 11. Macrosegregaciones, (J.M. del Barrio González, 2009).	32
Figura 12. Ejemplo de microsegregaciones en bandas después de laminar (J.M. del Barrio González, 2009).	33
Figura 13. Diagrama TTP (Bhadeshia, 2003).	35
Figura 14. Diagrama de equilibrio mostrando los carburos termodinámicamente estables a cada temperatura en la aleación de interés y otras dos (RFC).	36
Figura 15. Diagrama TTT del acero del cilindro de producción (RFC).	38
Figura 16. Diagrama CCT del acero del cilindro de producción (RFC).	38
Figura 17. Colada del acero en la cuchara (Reinosá Forgings and Castings, 2025).	40
Figura 18. Diagrama de las etapas del proceso de fabricación del cilindro de apoyo (RFC).	42
Figura 19. Plano del cilindro de apoyo en la configuración de temple (RFC). ..	43
Figura 20. Plano de la colocación del cilindro de apoyo en el horno vertical (RFC).	43
Figura 21. Colocación del cilindro en el horno vertical (RFC).	44

Figura 22. Setpoint de temperatura del tratamiento de temple diferencial (RFC).	45
Figura 23. Setpoint de temperatura del tratamiento de revenido (RFC).	45
Figura 24. Influencia de la composición química en la conductividad térmica, (Martínez Baena & Palacios Repáraz, 2009).	46
Figura 25. Plano de los cilindros de apoyo (RFC).	48
Figura 26. Medición de la distancia a la superficie de la tabla (RFC).	49
Figura 27. Esquema de colocación del sensor de termopar (RFC).	50
Figura 28. Bloques enfriando al aire después de su austenización (RFC).	51
Figura 29. Microscópio óptico Olympus BX61.	52
Figura 30. Microscopio electrónico Carl Zeiss, modelo EVO MA15.	54
Figura 31. Durómetro Qness Q10-30-60 M, (Qness, 2025).	54
Figura 32. Pulidora Struers TegraPol-11, (Struers, 2025).	56
Figura 33. Imagen sin normalizar y normalizada.	62
Figura 34. Esquema del flujo de trabajo con ImageJ.	63
Figura 35. Distribución de grises de la muestra 1.1 con valor de threshold de 120.	64
Figura 36. Distribución de grises de la muestra 2 con valor de threshold de 98.	65
Figura 37. Diferencia de selección de carburos en la Muestra 2.	67
Figura 38. Análisis de acierto del threshold 120 en la muestra 1.1.	67
Figura 39. Análisis de acierto del threshold 98 en la muestra 2.	68
Figura 40. Validación del área seleccionada con threshold de 120.	68
Figura 41. Validación del área seleccionada con threshold de 98.	69
Figura 42. Histograma obtenido para la muestra 1.1.	70
Figura 43. Comparativa de durezas Vickers HV10.	71
Figura 44. Microscopía óptica de la muestra 2: A (200 aumentos) y B (500 aumentos).	72
Figura 45. Microscopía óptica de la muestra 3: A (200 aumentos) y B (500 aumentos).	72
Figura 46. Microscopía óptica de la muestra 1.1 a 500 aumentos.	73
Figura 47. Microscopía óptica de la muestra 1.2 a 500 aumentos.	73
Figura 48. Microscopía óptica de la muestra 2.2 a 500 aumentos.	74

Figura 49. Carburos presentes en la muestra 2.	74
Figura 50. Carburos presentes en la muestra 3.	75
Figura 51. Carburos presentes en la muestra 1.1.	75
Figura 52. Carburos presentes en la muestra 1.2.	76
Figura 53. Carburos presentes en la muestra 2.2.	76
Figura 54. Micrografía electrónica de la muestra 2.	77
Figura 55. Micrografía electrónica de la muestra 3.	77
Figura 56. Micrografía electrónica de la muestra 1.1.	78
Figura 57. Micrografía electrónica de la muestra 1.2.	78
Figura 58. Micrografía electrónica de la muestra 2.2.	79
Figura 59. EDS de un carburo de la muestra 2.	79
Figura 60. Distribución de carburos de las muestras del cilindro de producción.	83
Figura 61. Distribución de carburos de las muestras sintéticas.....	85

Índice de tablas:

Tabla 1. Elementos principales de la composición química de los aceros estudiados.....	48
Tabla 2. Muestras del cilindro real.....	49
Tabla 3. Normalizado de las muestras sintéticas.....	51
Tabla 4. Revenido de las muestras sintéticas.....	51
Tabla 5. Etapas de la preparación de muestras.	59
Tabla 6. Ensayos de durezas.	71
Tabla 7. Composición de los carburos de las 5 muestras.	80
Tabla 8. Número de carburos presentes en cada muestra.....	82

1 INTRODUCCIÓN

1.1 LA EMPRESA

Reinosa Forgings and Castings es uno de los principales fabricantes mundiales de grandes piezas forjadas y fundidas de alta exigencia técnica para sectores como la energía, minería, naval y otros.



Figura 1. Planta de Reinosa Forgings and Castings (Reinosa Forgings and Castings, 2025).

Reinosa Forgings & Castings cuenta con una planta integrada en Reinosa (Cantabria) que dispone de capacidades para realizar todo el proceso productivo: desde la fundición y forja del acero hasta los tratamientos térmicos, el mecanizado de precisión y los ensayos no destructivos.

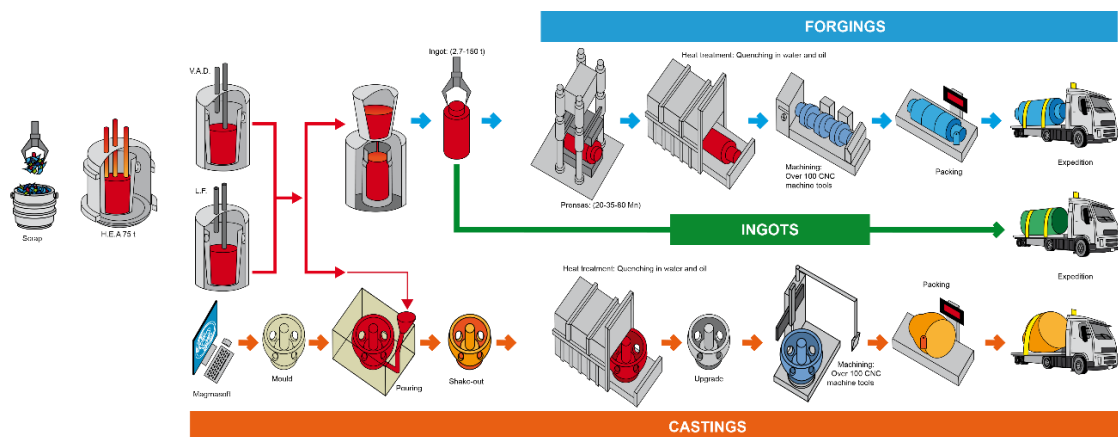


Figura 2. Líneas de fabricación de Reinosa Forgings and Castings (Reinosa Forgings and Castings, 2025).

Una de sus principales líneas de producto es la de cilindros de apoyo y de trabajo para trenes de laminación, como el analizado en este trabajo, los cuales deben cumplir requisitos estrictos en términos de resistencia mecánica, tenacidad y

resistencia al desgaste, lo que exige un control riguroso sobre su microestructura y su proceso de fabricación.

1.2 PLANTEAMIENTO DEL TRABAJO

Los cilindros de apoyo desempeñan un papel fundamental en los procesos de laminación de materiales metálicos como el acero, el aluminio o el cobre, soportando elevadas cargas durante el proceso que pueden generar el desconchamiento del cilindro y otros problemas.

Estas piezas, de dimensiones importantes y con un peso muchas veces superior a las 40 toneladas, deben responder a exigencias mecánicas extremas que combinan resistencia al desgaste en superficie y tenacidad en el núcleo. Esta dualidad de propiedades se consigue a través de tratamientos térmicos cuidadosamente diseñados y ejecutados, que transforman la microestructura del material en función de la profundidad.

En la planta de Reinos Forgings and Castings, la fabricación de estos cilindros implica un tratamiento térmico secuencial compuesto por dos etapas: un tratamiento térmico másico, destinado a homogeneizar y mejorar las propiedades del núcleo, seguido de un endurecimiento superficial orientado a conferir alta resistencia al desgaste en la zona de contacto. El presente proyecto se enfoca en esta segunda etapa del proceso: la generación de una capa templada de espesor controlado en la superficie de trabajo del cilindro, mediante el control preciso de parámetros como la velocidad de enfriamiento o la distribución térmica.

El presente trabajo busca validar un método para generar microestructuras en el laboratorio que sean equivalentes a las de la capa templada de un cilindro de producción, pudiendo estudiar así la influencia de diversos parámetros en esta.

Para ello, se analizarán dos muestras extraídas de la capa templada de un cilindro de producción y otras tres obtenidas sintéticamente en el laboratorio. El análisis incluirá la identificación y cuantificación de los distintos microconstituyentes, la diferenciación entre fases similares como bainita y martensita, la caracterización de los carburos presentes en términos de tipo,

geometría y fracción volumétrica y, por último, la comparación de todos los resultados entre sí.

Finalmente, el trabajo se completará con una propuesta de teoría sobre la formación de las microestructuras observadas, apoyada en el conocimiento del tratamiento térmico aplicado.

2 OBJETIVOS Y ALCANCE

El objetivo general consistirá en valorar las similitudes y diferencias entre la microestructura obtenida en un cilindro de apoyo para trenes de laminación producido en Reinosa Forgings and Castings y la de una serie de bloques de material tratados térmicamente en el laboratorio con el objetivo de simular el temple diferencial en la zona de la tabla del cilindro.

Para la consecución del objetivo general, será necesario plantear dos objetivos específicos.

El primero de ellos consistirá en caracterizar la microestructura en la capa templada de un cilindro de producción, con especial atención a:

- Identificación y diferenciación de los principales microconstituyentes de la matriz.
- Análisis de los carburos presentes en cuanto a tipo, geometría y fracción volumétrica, dentro de las capacidades del microscopio electrónico de barrido (SEM).

De manera complementaria, el segundo objetivo específico será caracterizar la microestructura de los bloques de material tratados térmicamente en el laboratorio. Para ello, se aplicarán las mismas técnicas de análisis que para el cilindro de producción.

Finalmente se compararán críticamente ambas estructuras y se propondrá una hipótesis de formación de las microestructuras observadas, basándose en los resultados obtenidos y en el conocimiento disponible del tratamiento térmico.

En cuanto al alcance del trabajo, el análisis se realizará sobre un total de 2 muestras de un cilindro de producción y 3 muestras generadas sintéticamente.

Las correspondientes al cilindro de producción han sido extraídas a diferentes profundidades dentro de la capa templada, mientras que las de los bloques sintéticos representan un intento de simular los acontecimientos metalúrgicos de esa misma zona.

El estudio comprenderá el análisis cualitativo y cuantitativo de carburos apoyado en técnicas de microscopía óptica y electrónica de barrido (SEM), así como el análisis meramente cualitativo de los microconstituyentes que conforman la matriz.

3 REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

3.1 FUNDAMENTO DE LA LAMINACIÓN

La laminación del acero en trenes de laminación es un proceso industrial mediante el cual se reduce la sección transversal de lingotes o semiproductos de acero mediante deformación plástica, (Dr. Karl Heinrich Schröder,,2003).

Mediante laminación, se modifican los perfiles colados en lingoteras o colada continua a formas comerciales de perfiles para su uso en diversas aplicaciones industriales y estructurales. Este procedimiento no solo modifica las dimensiones del acero, sino que también mejora sus propiedades mecánicas, como la resistencia y la uniformidad.

Un laminador está constituido por dos o más cilindros que giran en sentidos contrarios entre sí. La distancia entre las superficies cilíndricas enfrentadas es siempre menor que el espesor inicial del lingote, por lo que éste, al pasar entre los dos cilindros se aplasta y se alarga proporcionalmente a la reducción de sección. Durante el trabajo, el lingote queda sometido a la acción de una fuerza R , normal a la superficie de contacto, es decir, según un radio del cilindro, (José Luis Enríquez, 2010).

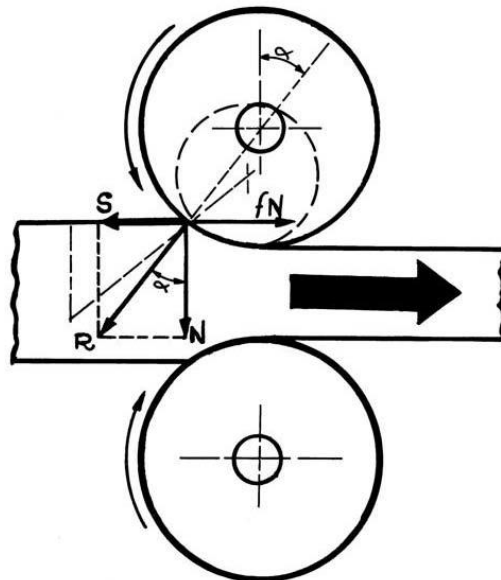


Figura 3. Fuerzas en el proceso de laminación, (José Luis Enríquez, 2014).

Esta fuerza R puede descomponerse en dos, una es la componente horizontal o de estiramiento $S = R \cdot \sin(\alpha)$, y la otra es la componente normal o de aplastamiento $N = R \cdot \cos(\alpha)$.

El avance del lingote es debido al rozamiento entre las superficies de contacto, para que el avance se produzca se debe cumplir:

$$f \cdot N > S$$

Siendo f el coeficiente de rozamiento entre el cilindro y el lingote. Si se cumple esta condición se tiene una fuerza horizontal: $T = f \cdot N - S$ que hace avanzar el lingote, mientras la componente N lo aplasta.

3.1.1 CILINDROS

Los cilindros son herramientas que deben soportar todo tipo de esfuerzos y cargas, tanto las normales como las anormales del proceso de laminación, además de adaptarse al desgaste durante una campaña de laminado. Se requiere que los cilindros realicen el arduo trabajo de reducción necesario para la laminación en caliente y en frío. Los cilindros nunca deben romperse, descascararse ni desgastarse: deben ofrecer un rendimiento excelente y no causar ningún problema, (Callister & Rethwisch, 2014).

La calidad de todos los cilindros debe justificarse mediante el uso y el rendimiento de los cilindros, siempre que se disponga de datos suficientes. Pero tanto los fabricantes como los usuarios de cilindros deben saber qué esperan de los cilindros y cómo deben tratarse.

3.1.2 CILINDROS DE APOYO

En la laminación para chapa se efectúan grandes reducciones de espesor y es preciso vencer presiones y esfuerzos transversales. Para ello las cajas son compuestas, con rodillos "de trabajo" y "de apoyo". Los de trabajo suelen ser de pequeño diámetro y buen acabado superficial; al ser los que entran en contacto con el material que se lamina.

Los cilindros de apoyo brindan soporte a los cilindros de trabajo y ayudan a mantener su forma y posición durante el proceso de laminación. Son de gran tamaño y, a menudo, están fabricados con materiales de alta resistencia y

tenacidad para soportar las cargas y presiones aplicadas por los cilindros de trabajo, además, evitan la flexión excesiva de los cilindros de trabajo, asegurando una presión uniforme a lo largo del ancho del acero, (José Luis Enríquez, 2014).

Desde el punto de vista estructural, los cilindros de apoyo están compuestos principalmente por tres partes: el cuerpo central o tabla, los cuellos y las zonas de asiento de los rodamientos. El cuerpo del cilindro proporciona la rigidez necesaria para soportar las cargas de laminación, mientras que los cuellos, situados en los extremos, son los puntos de apoyo y transmisión del par de giro.

Las configuraciones más comunes de cajas de laminación en las que se usan cilindros de apoyo son la caja de laminación de cuatro cilindros, la de seis cilindros y la caja Sendzimir, (José Luis Enríquez, 2014).

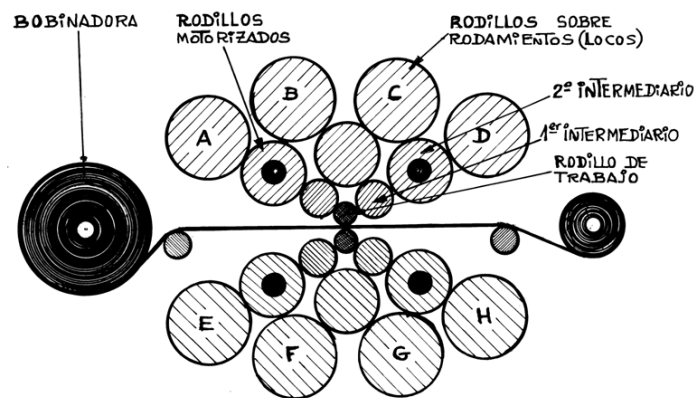


Figura 4. Caja de laminación Sendzimir. (José Luis Enríquez, 2014).

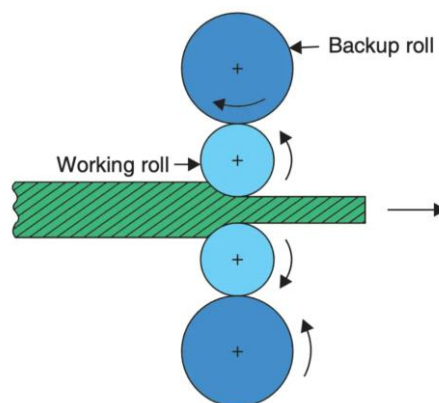


Figura 5. Caja de laminación de cuatro cilindros, (José Luis Enríquez, 2010).

Gracias a los cilindros de apoyo, es posible laminar materiales más delgados con mayor precisión y menor margen de error. Esto es especialmente importante en

procesos de laminación en frío, donde se busca un acabado superficial muy fino y espesores exactos.

3.2 ACERO

El acero es un material en el que el hierro es predominante y cuyo contenido en carbono es, generalmente, inferior a 2%. Además, de hierro y carbono, en general, suelen estar presentes elementos como, Mn, Si, P, S, etc. Aunque un limitado número de aceros puede tener contenidos en carbono superiores al 2% éste es el límite habitual que separa el acero de la fundición, (Callister & Rethwisch, 2014).

El acero combina la resistencia y la posibilidad de ser trabajado, lo que se presta para fabricaciones mediante muchos métodos. Además, sus propiedades pueden ser manejadas de acuerdo a las necesidades específicas mediante tratamientos con calor, trabajo mecánico, o mediante enriquecimiento de aleaciones.

3.2.1 MICROESTRUCTURA DEL ACERO

La microestructura del acero es el arreglo específico de fases que existen en el material bajo determinadas condiciones de presión y temperatura, y constituye uno de los factores más determinantes de sus propiedades mecánicas, térmicas y químicas (Davis, 1995). Esta configuración, observable mediante microscopía óptica con aumentos superiores a 25x, revela la organización interna a nivel microscópico, donde cada elemento, desde los átomos hasta los cristales, influye en el comportamiento del acero frente a fenómenos como el desgaste, la deformación o la resistencia térmica.

Durante el enfriamiento desde el estado líquido, el hierro puro experimenta tres transformaciones alotrópicas, que dan lugar a diferentes soluciones sólidas, (J.M. del Barrio González, 2009):

Ferrita δ (δ): solución sólida de carbono en hierro a altas temperaturas. Tiene poca relevancia tecnológica dado que no se suele encontrar en los regímenes habituales de deformación en caliente o tratamiento térmico.

Austenita γ (γ): solución sólida de carbono en hierro, con hasta un 2,11% de solubilidad a 1147 °C. Es dúctil, tenaz y no estable a temperatura ambiente, pero

es clave en los tratamientos térmicos por su capacidad de transformarse en otras fases con propiedades controladas.

Ferrita α (α): solución sólida con muy baja solubilidad de carbono (máx. 0,02% a 723 °C). Es estable a temperatura ambiente y responsable de la ductilidad y tenacidad de los aceros.

A estas fases se suman otros microconstituyentes clave:

Cementita (Fe_3C): compuesto intermetálico extremadamente duro y frágil, sin capacidad de deformación plástica. Aparece tanto en aceros como en fundiciones.

Perlita ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$): estructura laminar formada por ferrita y cementita a partir de la transformación eutectoide a 723 °C (0,8% C). Combina dureza y tenacidad.

3.2.2 DIAGRAMA DE FASES HIERRO-CARBONO

El diagrama de fases hierro-carbono es una herramienta fundamental en la ingeniería de materiales, ya que permite entender cómo las fases del acero y las fundiciones evolucionan en función de la temperatura y el contenido de carbono. Este diagrama es la base para diseñar tratamientos térmicos y predecir las microestructuras resultantes, que condicionan directamente las propiedades mecánicas del material.

Aunque se conoce comúnmente como diagrama hierro-carbono, en realidad representa el sistema hierro-cementita ($\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$), que es un sistema metaestable. El sistema estable sería hierro-grafito, pero este solo se alcanza bajo condiciones muy específicas de enfriamiento lento y presencia de elementos como el silicio. En este trabajo nos centramos en el sistema $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$, ya que es el más relevante en la práctica industrial y académica.

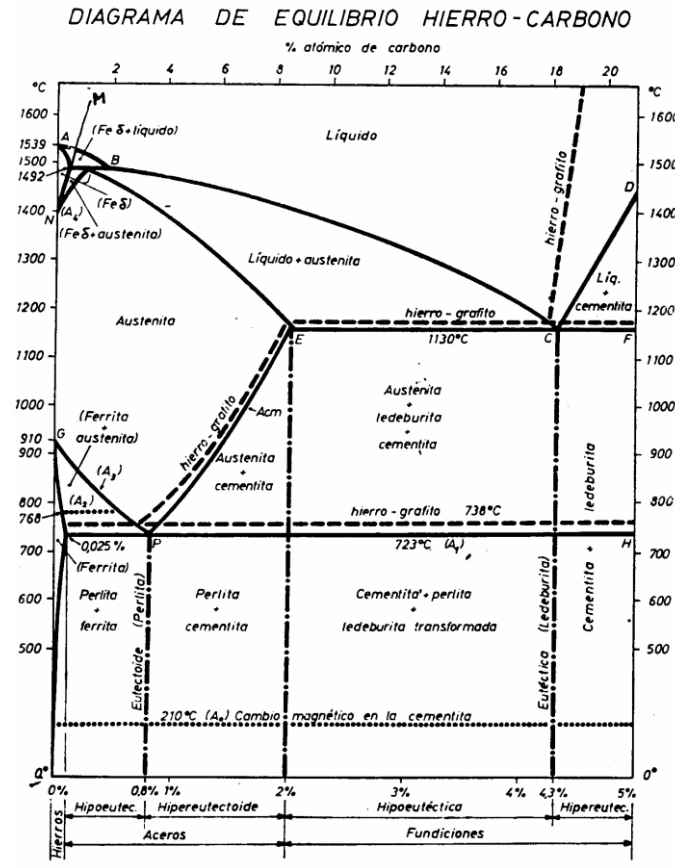


Figura 6. Diagrama de fases Hierro-Carbono, (J.M. del Barrio González, 2009).

Composición y clasificación:

En el diagrama hierro-carbono se representa hasta un 6,67% en peso de carbono, correspondiente al compuesto intermetálico Fe_3C (cementita). Sin embargo, en la práctica se estudian principalmente aleaciones con menos del 5% de carbono. El contenido de carbono permite clasificar las aleaciones en dos grandes grupos, aceros los cuales tienen menos del 2,11% de carbono y fundiciones con un contenido en carbono entre 2,11% y 6,67%.

Transformaciones térmicas principales:

El diagrama muestra varias transformaciones clave que tienen lugar a diferentes temperaturas. A continuación, se pasan a describir estas en una hipotética trayectoria térmica de enfriamiento:

-Transformación eutectoidea (A1): a 723 °C y 0,8% C, la austenita se descompone en perlita: $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$

-Transformación eutéctica: a 1147 °C y 4,3% C, el líquido se transforma en austenita: $L \rightarrow \gamma$

-Transformación peritéctica: a 1492 °C y contenido en carbono cercano al 0,18% C, el líquido y ferrita δ forman austenita.

Estas transformaciones definen las líneas horizontales del diagrama. La primera es esencial para comprender la evolución de la microestructura durante el calentamiento y enfriamiento del acero en tratamientos térmicos, mientras que las dos siguientes son relevantes para el estudio de la solidificación.

3.2.3 DIAGRAMAS TTT Y CCT

Los diagramas TTT (Time-Temperature-Transformation) y CCT (Continuous Cooling Transformation) son herramientas fundamentales en el campo de la ciencia de materiales, ya que permiten describir cómo evoluciona la microestructura de un material en función del tiempo y la temperatura durante los tratamientos térmicos. Ambos diagramas se utilizan para analizar las transformaciones de fase en aceros (Callister & Rethwisch, 2014).

El diagrama TTT representa las transformaciones de fase bajo condiciones isotérmicas, es decir, a temperatura constante. Para su elaboración, se calientan probetas hasta la austenización y luego se enfrían rápidamente hasta una temperatura fija, donde se mantienen mientras se registran los tiempos de inicio y final de transformación. Estos datos se representan en un eje temperatura-tiempo, formando las características curvas en forma de "S".

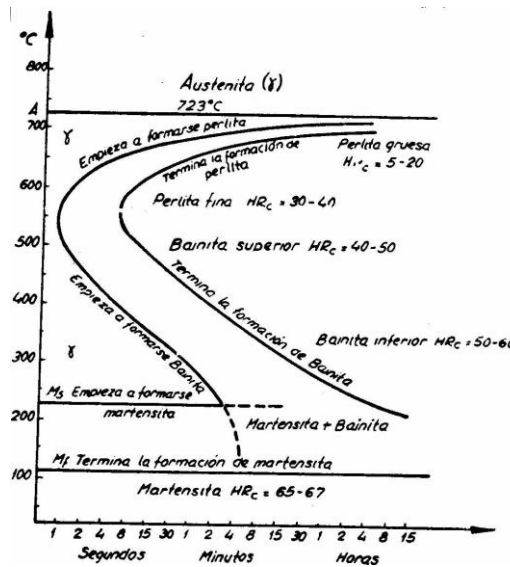


Figura 7. Diagrama TTT, (J.M. del Barrio González, 2009).

Aunque proporciona información precisa sobre los mecanismos de transformación, este tipo de diagrama tiene una aplicación limitada en la industria, ya que los procesos industriales raramente se realizan a temperatura constante. Por ello, las curvas TTT son más útiles desde el punto de vista académico o en procesos altamente controlados. En la práctica, los enfriamientos industriales tienden a ser continuos, lo que casi siempre retrasa las temperaturas críticas respecto a las predichas por un TTT.

El diagrama CCT, en cambio, representa las transformaciones de fase durante un enfriamiento continuo, lo que lo hace más representativo de los procesos térmicos reales como el temple o el normalizado. En estos diagramas, se someten pequeñas probetas a enfriamientos progresivos y se utiliza la técnica de dilatometría para registrar las variaciones dimensionales de la muestra a lo largo del tiempo. Estas variaciones permiten determinar los momentos de inicio y final de las transformaciones, observables como cambios de pendiente en la curva del dilatómetro.

En comparación con el diagrama TTT, las curvas del CCT están desplazadas hacia abajo y a la derecha, lo que indica que las transformaciones comienzan a temperaturas más bajas y tiempos más largos. Este tipo de información permite a los ingenieros diseñar tratamientos térmicos más eficaces, optimizando la microestructura y las propiedades mecánicas del material según el tipo de acero y el producto final deseado.

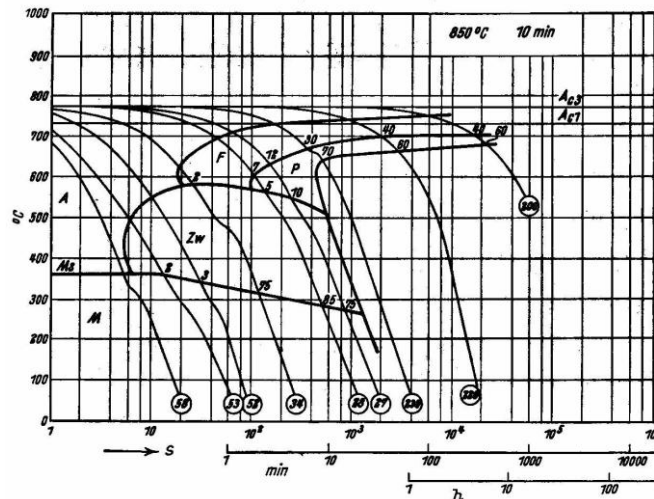


Figura 8. Diagrama CCT, (J.M. del Barrio González, 2009).

Por último, cabe mencionar una serie de temperaturas críticas que condicionan las transformaciones de la austenita. La temperatura A_3 marca el límite superior de estabilidad de la ferrita durante el calentamiento, de modo que por encima de ella la austenita constituye la fase estable en los aceros hipoeutectoides. Durante el enfriamiento, la transformación martensítica se describe a partir de las temperaturas M_s y M_f : la primera corresponde al inicio de la formación de martensita, mientras que la segunda señala el punto en el que dicha transformación se completa. Además, los diagramas muestran regiones específicas para las transformaciones perlítica y bainítica, que se representan en forma de curvas características con apariencia de “C” o “nariz”. La perlita se desarrolla a temperaturas relativamente altas, mientras que la bainita aparece en un rango intermedio. El conocimiento de estas temperaturas y zonas de transformación permite relacionar la velocidad de enfriamiento con la microestructura obtenida. Estas temperaturas podemos encontrarlas en la Figura 7.

3.2.4 MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO DEL ACERO

El comportamiento mecánico de los aceros está estrechamente ligado a su microestructura y, en particular, a la manera en que los diferentes mecanismos de endurecimiento limitan el movimiento de las dislocaciones. Las dislocaciones son defectos lineales en la red cristalina que permiten que la deformación plástica ocurra con relativa facilidad, ya que se desplazan a través del cristal facilitando el deslizamiento de planos atómicos. Por esta razón, todo mecanismo

de endurecimiento busca, en esencia, obstaculizar su movimiento. (Callister & Rethwisch, 2014).

Uno de los más comunes es el endurecimiento por solución sólida, que se produce cuando los átomos de los elementos de aleación se disuelven en la matriz. La diferencia de tamaño entre los átomos de la aleación y de la matriz genera campos de tensiones locales que frenan el avance de dislocaciones, incrementando así la resistencia del material.

Otro mecanismo fundamental es el endurecimiento por reducción del tamaño de grano, también conocido como efecto Hall–Petch. Los bordes de grano actúan como barreras naturales al movimiento de dislocaciones debido a la distinta orientación cristalográfica entre granos y a los elevados campos de tensión en esas regiones. En consecuencia, cuanto más fino es el tamaño de grano, mayor es la dificultad para que las dislocaciones se transmitan de un grano a otro, aumentando la resistencia mecánica del acero.

El endurecimiento por precipitación consiste en la formación controlada de partículas finas dentro de la matriz, que interfieren con el avance de dislocaciones. En las primeras etapas se generan precipitados coherentes, que mantienen cierta continuidad estructural con la matriz y provocan campos de tensión adicionales. A medida que crecen y pierden coherencia, se transforman en precipitados incoherentes, que actúan como barreras aún más efectivas. En caso de crecer en exceso, su efecto endurecedor puede decaer y actuar más como inclusiones no metálicas, perjudicando a la tenacidad. En cualquier caso y, por un principio meramente topográfico, los precipitados de gran tamaño promueven una mayor resistencia al desgaste al evitar que las superficies de otros cuerpos entren en contacto con la matriz. Debido a su pequeño tamaño y a su distribución dentro del grano, estos carburos actúan como obstáculos muy efectivos al movimiento de dislocaciones, produciendo un aumento significativo de la dureza. (Callister & Rethwisch, 2014).

Finalmente, cabe mencionar el endurecimiento por trabajo en frío, en el cual la deformación plástica a temperatura ambiente incrementa notablemente la densidad de dislocaciones. Este incremento hace que las dislocaciones se

estorben entre sí, lo que se traduce en un notable aumento de la resistencia aunque con pérdida de ductilidad.

3.3 AUSTENIZACIÓN

La austenita es una microestructura intermedia que aparece durante el procesado termomecánico de los aceros, y que se transforma durante el tratamiento térmico en la microestructura deseada para la aleación de acero en cuestión a temperatura ambiente. La austenización se refiere al calentamiento dentro del campo de fase de la austenita, durante el cual se forma la estructura austenítica. Conocer este proceso es de vital importancia para entender por qué se ha formado la microestructura del cilindro de apoyo que se estudia en este trabajo, (John G. Speer,2013).

La austenita es la forma cúbica centrada en las caras (FCC) del hierro a alta temperatura, estable a temperaturas intermedias en el diagrama de fases binario hierro-carbono (John G. Speer,2013).

El calentamiento de una aleación ferrosa dentro del campo de fase de la austenita está asociado con una fuerza impulsora termodinámica para que la austenita reemplace la microestructura inicial, la cual típicamente puede contener ferrita, perlita, carburo de hierro o cementita (Fe_3C), bainita y/o martensita, y tal vez algo de austenita que haya estado presente en la microestructura inicial. Dicha austenita se denomina austenita retenida, y resulta de una transformación o descomposición incompleta durante el enfriamiento de un paso o secuencia de pasos de procesamiento anterior.

Los aceros se calientan hasta el régimen austenítico por una variedad de razones. En el tratamiento térmico, se forma austenita para modificar la microestructura, reemplazando una estructura formada previamente por una nueva microestructura diseñada para el uso final o para procesarla en un siguiente paso.

El contenido de aleación del acero también puede influir en la respuesta a la austenización, ya que los elementos formadores de carburos retrasarán la difusión del carbono en condiciones de calentamiento rápido

Los mecanismos de evolución microestructural que ocurren durante la austenización son difusionales, por lo que la temperatura y el tiempo tienen una influencia profunda en la respuesta de austenización. Los gradientes de temperatura influyen en el desarrollo microestructural y el comportamiento en trabajo en caliente.

3.3.1 TERMODINÁMICA Y CINÉTICA DE LA FORMACIÓN DE AUSTENITA

En la práctica, la formación de austenita puede ocurrir en condiciones que pueden diferir de las de equilibrio. En la Figura 9 se muestra una zona del diagrama hierro-carbono cercana a la región eutectoide con límites adicionales que ilustran el inicio de la transformación durante el calentamiento o enfriamiento.

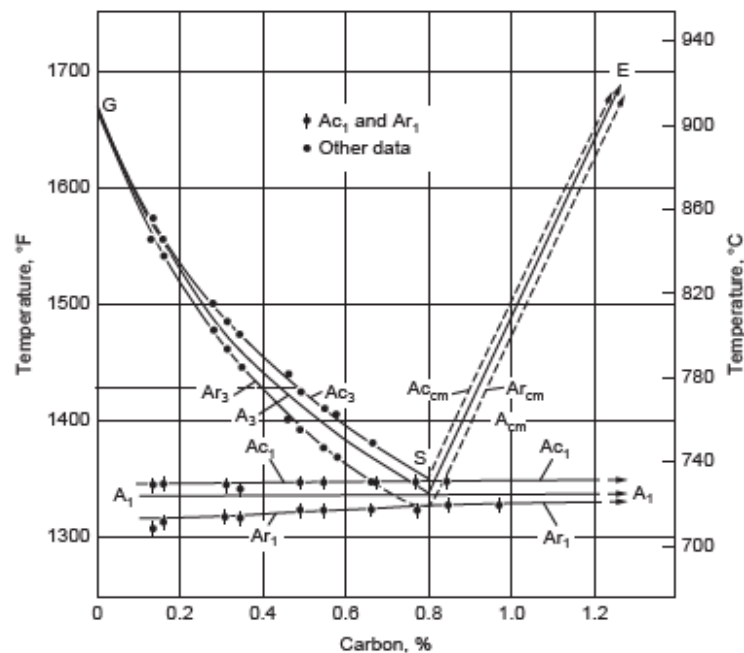


Figura 9. Temperaturas de transformación durante calentamiento o enfriamiento, (John G. Speer, 2013).

En cuanto a la nomenclatura utilizada en la figura, los límites que definen las temperaturas críticas para la transformación se designan como A1 (temperatura crítica para la transformación eutectoide), A3 (temperatura crítica para la transformación de ferrita primaria) y Acm (temperatura crítica para la transformación de cementita primaria).

Se utilizan subíndices adicionales “c” o “r” para definir las temperaturas críticas bajo condiciones de calentamiento o enfriamiento, respectivamente.

Cabe señalar que la información en la Figura 9 se aplica a aleaciones binarias hierro-carbono calentadas o enfriadas a 0.125 °C/min, ya que las temperaturas críticas dependen tanto de la composición de la aleación como del proceso.

Por lo tanto, en los aceros modernos multicomponente, los diagramas de fase binarios pueden no proporcionar información precisa sobre las temperaturas críticas y la estabilidad de fases, debido a la presencia de otros elementos de aleación. Podemos usar las siguientes consideraciones para estimar las temperaturas críticas, (John G. Speer,2013).

Las temperaturas críticas tienden a:

- Disminuir con la adición de elementos estabilizadores de la austenita (como carbono, níquel, manganeso, etc.), que amplían el rango de estabilidad de la austenita.
- Aumentar con la adición de elementos estabilizadores de la ferrita (como silicio, cromo y molibdeno), que amplían el rango de estabilidad de la ferrita.

3.3.2 CRECIMIENTO DEL GRANO AUSTENÍTICO

El tamaño de grano deseado de la austenita que se forma durante la austenización depende de la aplicación. Los granos de austenita gruesos aumentan la templabilidad, aunque en la práctica se emplean las adiciones de aleación para controlar esta propiedad, ya que normalmente se prefiere una austenita de grano fino que refine la microestructura final, (John G. Speer,2013).

Debido al crecimiento o engrosamiento del grano, se espera que el tamaño del grano de austenita aumente con el tiempo o la temperatura, como se muestra para el hierro puro en la Figura 10.

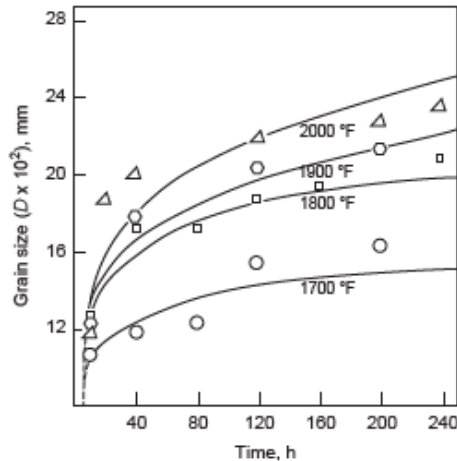


Figura 10. Diagrama de crecimiento del grano austenítico en función de la temperatura, (John G. Speer, 2013).

En las aleaciones, el comportamiento de engrosamiento del grano de austenita puede ser diferente, ya que los elementos de aleación en solución o en forma de precipitados pueden retardar el crecimiento del grano mediante efectos de arrastre por soluto o de fijación por precipitados, respectivamente, sobre el movimiento de los límites de grano de la austenita.

3.4 SEGREGACIÓN EN EL LINGOTE

Cuando se vierte el metal tras la colada en la lingotera, se enfrían con más rapidez las partes de la masa líquida que están en contacto con las paredes que la parte central, esto produce un elevado gradiente térmico entre ambas. Por lo tanto, en un instante determinado los distintos puntos de la masa líquida no tienen la misma temperatura y se encuentran en diferentes etapas de solidificación.

Esto hace que los aceros presenten cierta heterogeneidad en la composición química que se conoce con el nombre de segregación, (J.M. del Barrio González, 2009). Ciertos elementos de la aleación o las impurezas se concentran en determinadas regiones del lingote, por lo tanto, se producen diferencias de composición química, este fenómeno fue observado en los análisis EDS realizados para comprobar la composición química de matriz ya que nos encontramos variaciones en la composición en distintas zonas de una misma muestra. Este fenómeno será de gran importancia a la hora de realizar el análisis metalográfico del cilindro de producción, por lo que es importante saber

reconocer las segregaciones. Pueden ser de mayor o menor magnitud, dependiendo de la composición de acero y del tamaño de lingote, se pueden clasificar de la siguiente manera:

Macrosegregaciones

Son las producidas por los movimientos de convección y decantación de los cristales equiaxiales durante la solidificación. Dentro de este tipo de segregaciones, se pueden distinguir segregaciones en V o centrales y las segregaciones en A o a medio radio, (J.M. del Barrio González, 2009).

Las causas de formación de macrosegregaciones son la diferencia de solubilidades de los elementos en las fases líquida y sólida, por lo que se generan gradientes de concentración en ambas zonas. Estos gradientes no se pueden igualar por difusión durante la solidificación.

En este caso, las corrientes de convección tienden a ascender, formando canales, siendo pequeños en la base del lingote pero que van creciendo hacia la parte superior cuyo diámetro puede llegar a alcanzar los 5mm. Después de completarse la solidificación, el trazado de estas venas tiene forma de líneas, ligeramente inclinadas con relación al eje vertical.

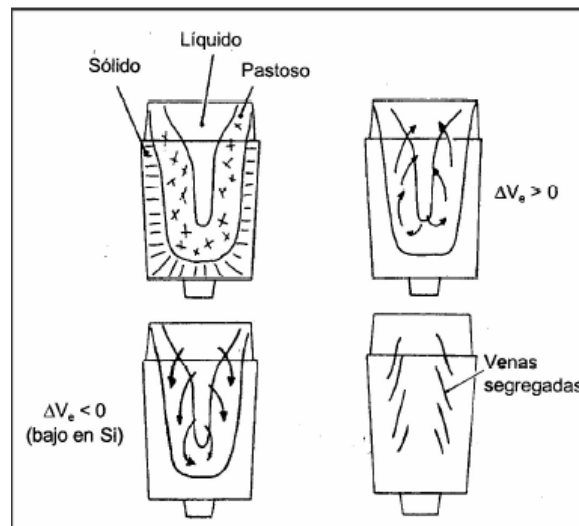


Figura 11. Macrosegregaciones, (J.M. del Barrio González, 2009).

Para el caso de los cilindros de apoyo, es complicado que apreciemos la macrosegregación. Esto es porque el área de las micrografías es pequeña, y este fenómeno ocurre en distancias largas.

Microsegregaciones

Este fenómeno de segregación también es conocido como segregación dendrítica o en bandas. Estas estructuras en bandas provienen de la falta de homogeneidad a escala microscópica de la composición química del acero, cuando se produce el enfriamiento, el primer sólido que se forma tiene una composición diferente al último, (J.M. del Barrio González,2009).

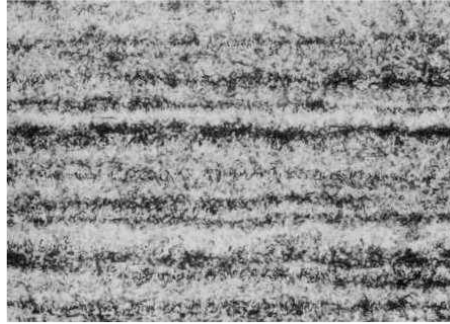


Figura 12. Ejemplo de microsegregaciones en bandas después de laminar (J.M. del Barrio González,2009).

Durante la forja, los espacios interdendríticos se reducen considerablemente. Por lo que en el estudio de la microestructura del cilindro de apoyo identificaremos las microsegregaciones como bandas si cortamos la muestra paralela al eje del cilindro.

3.5 PRECIPITADOS EN EL ACERO

Hay varios tipos de discontinuidades que se presentan en los aceros como otras fases sólidas. Estas se distinguen de las propias fases del acero puesto que no son estructuras cristalinas de base hierro. Entre ellas, se cuentan los carburos, nitruros, carbonitruros, boruros... los cuales aportan ciertas propiedades a la aleación y, bien controladas, la mejoran. Por otro lado, existe una familia denominada inclusiones no metálicas, formada mayormente por sulfuros, alúminas y óxidos de otros metales, cuyo tamaño y contenido promedio se limita por su efecto negativo en las propiedades mecánicas y otras. En lo restante de esta sección, se presentarán únicamente las características de los carburos, puesto que se encuentran en mayor proporción que las demás y son críticos para el desempeño del acero de este estudio.

3.5.1 CARBUROS

Los carburos en el acero son compuestos formados por carbono y uno o más elementos metálicos, que se generan cuando el contenido de carbono en el acero reacciona con ciertos elementos aleantes, como cromo, molibdeno, vanadio, tungsteno o titanio, (Bhadesia, 2003). Su fórmula general puede expresarse como MC , M_2C , M_6C , etc., dependiendo del metal involucrado y la estequiometría.

Existen diferentes formas de clasificar los carburos presentes en los aceros, entre ellas:

Según su origen en el proceso de fabricación:

- Carburos eutécticos (o primarios): Se forman durante la solidificación del acero. Son grandes y de morfología basta. Tienden a concentrarse en zonas segregadas del lingote, especialmente en las últimas regiones en solidificarse. Suelen ser disueltos parcialmente o fragmentados durante los procesos de forja y tratamiento térmico.
- Carburos secundarios: Precipitan durante el revenido desde una solución sólida sobresaturada de elementos de aleación en la matriz. Su formación está regulada tanto por factores termodinámicos como cinéticos, y su evolución depende del tiempo y temperatura del tratamiento térmico. Son de menor tamaño y su distribución puede controlarse para reforzar el material. La composición de los carburos se acerca progresivamente al equilibrio conforme pasa el tiempo de permanencia a alta temperatura.

Según su composición química:

- Carburos simples, como:
 - Cementita (Fe_3C): típico en aceros al carbono.
 - Carburos de cromo (Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$): comunes en aceros inoxidables o resistentes al desgaste.
 - Carburos de molibdeno (Mo_2C), vanadio (VC), niobio (NbC) y tungsteno (WC): frecuentes en aceros rápidos y de herramientas, muy estables y duros.

- Carburos complejos o mixtos: pueden involucrar más de un elemento metálico, típicos en aceros aleados de alta complejidad.

La formación de carburos no depende solo de la composición química, sino también de la termodinámica y cinética del sistema, (Bhadeshia, 2003). Existen diagramas de equilibrio que permiten prever qué tipos de carburos se forman primero en un enfriamiento o cuáles se disuelven antes durante un tratamiento térmico como la austenización. Además, los diagramas TTP (*Time-Temperature-Precipitation*) permiten anticipar la evolución de la precipitación en función del tiempo y la temperatura, siendo una herramienta clave en el diseño de tratamientos térmicos.

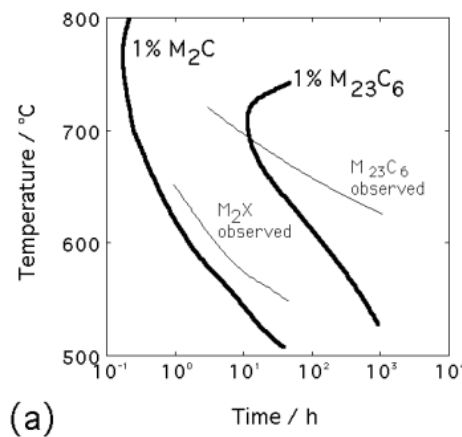


Figura 13. Diagrama TTP (Bhadeshia, 2003).

El acero objeto de estudio en este trabajo contiene un 4,53% de cromo, lo cual tiene una influencia directa en la formación de carburos de cromo durante los tratamientos térmicos. Estos carburos pueden mejorar la resistencia al desgaste y la dureza, características deseables en un cilindro de apoyo sometido a cargas cíclicas. Sin embargo, su distribución y tamaño deben ser controlados cuidadosamente, ya que una precipitación descontrolada podría perjudicar la tenacidad y su resistencia al desgaste, afectando negativamente su durabilidad.

En el gráfico de la Figura 14 proporcionado por Reinoso Forgings and Castings se representan los carburos presentes en situación de equilibrio termodinámico a cada temperatura. Este gráfico debe utilizarse para valorar tendencias en la estabilidad de los carburos, pero en tratamientos térmicos reales pueden existir otros carburos con composiciones fuera del equilibrio. El gráfico será tanto más

exacto cuanto menores sean las velocidades de calentamiento y enfriamiento, y los tiempos de mantenimiento sean más largos. En el eje X se muestra la temperatura de tratamiento, mientras que en el eje Y se representa el porcentaje en peso de cada tipo de carburo presente. La aleación objeto de estudio, con la etiqueta de cilindro, en este trabajo se distingue mediante líneas gruesas con marcadores cuadrados rellenos. En concreto, se observan dos tipos de carburos: los M_7C_3 , representados en color azul marino, que comienzan su disolución progresiva y desaparecen completamente a partir de aproximadamente 970 °C; y los $M_{23}C_6$, de menor tamaño, que presentan una disolución completa a temperaturas ligeramente más bajas, en torno a 950 °C. Este comportamiento refleja las diferencias en la estabilidad térmica de ambos carburos y aporta información relevante para comprender los mecanismos de disolución durante la austenización.

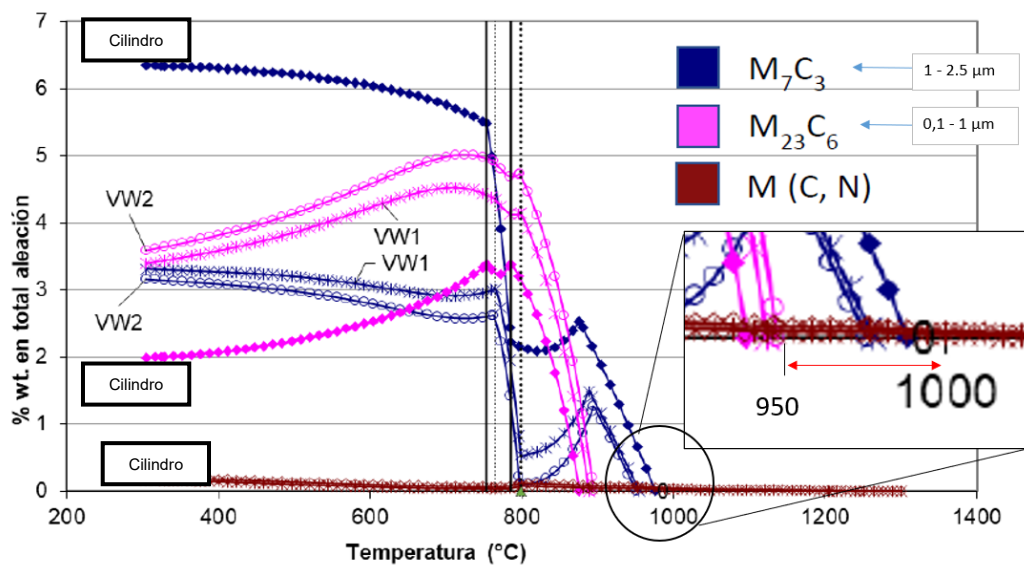


Figura 14. Diagrama de equilibrio mostrando los carburos termodinámicamente estables a cada temperatura en la aleación de interés y otras dos (RFC).

Por lo tanto, una correcta comprensión de la formación, disolución y evolución de los carburos es esencial para optimizar el proceso de temple diferencial, asegurando un equilibrio adecuado entre resistencia mecánica, dureza y tenacidad según las zonas tratadas del componente.

3.5.2 EVOLUCIÓN DE LOS CARBUROS DURANTE EL REVENIDO

El revenido es un tratamiento térmico cuya función es principalmente relajar la estructura interna de los aceros después del temple, reduciendo las tensiones

internas, mejorando la tenacidad y ajustando la dureza final del material (Callister & Rethwisch, 2014). Durante este proceso, los carburos presentes en el acero, especialmente la cementita (Fe_3C), experimentan una serie de transformaciones físicoquímicas que afectan directamente las propiedades mecánicas del material. A continuación, se pasa a describir la secuencia de eventos que tienen lugar durante este tratamiento centrándonos en la movilidad del carbono y formación de cementitas. Esto, siendo el caso más simple, sirve perfectamente para entender los principios que aplican también a carburos complejos en aceros aleados.

Al inicio del revenido, a temperaturas moderadas, los átomos de carbono que se encuentran en la solución sólida de la martensita comienzan a agruparse, formando pequeñas partículas de cementita. Estas partículas son muy finas y precipitan de manera homogénea en la matriz de ferrita. Esta etapa es crucial, ya que la densidad y tamaño inicial de los carburos determinan la evolución posterior y, en gran medida, la dureza final del acero.

A medida que el tiempo o la temperatura del revenido aumentan, las partículas de cementita recién formadas comienzan a crecer. Este crecimiento ocurre principalmente mediante la difusión de carbono desde la matriz hacia los carburos, aumentando su tamaño y volumen. Durante esta fase, la cementita se vuelve más estable termodinámicamente, pero la matriz circundante pierde parte de su dureza inicial debido a la disminución de carbono en solución sólida. Finalmente, cuando las partículas de cementita alcanzan un tamaño crítico, tienden a fusionarse entre sí en una etapa que se conoce como coalescencia. Esto reduce la energía de superficie total del sistema y estabiliza la microestructura del acero, aunque un exceso de crecimiento y coalescencia puede disminuir la tenacidad del material, ya que los carburos grandes actúan como puntos de concentración de tensiones.

En resumen, la cementita durante el revenido pasa por un ciclo de nucleación, crecimiento y coalescencia, que es representativo del comportamiento de los carburos en general. Comprender estas fases permite controlar de manera más precisa las propiedades finales del acero, optimizando la combinación de dureza y tenacidad.

3.6 SOFTWARE JMATPRO

En este proyecto se han utilizado diagramas TTT, CCT y de equilibrio generados mediante simulación con el software JMatPro por la empresa Reinos Forgings & Castings, en el contexto del estudio del proceso de temple aplicado al cilindro de apoyo estudiado en el presente trabajo. Aunque el software no ha sido empleado directamente en la realización de este trabajo, los datos obtenidos con él han servido como base para comprender la evolución de la microestructura del acero durante dicho tratamiento térmico, permitiendo así analizar de forma razonada la microestructura presente en las distintas muestras.

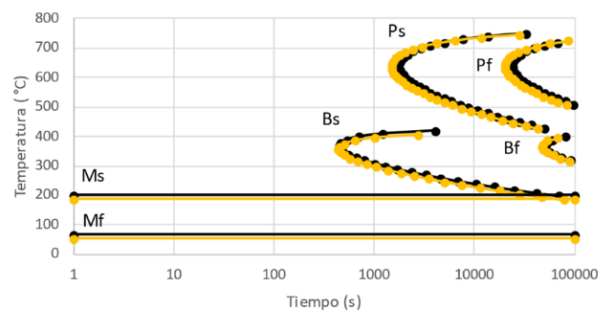


Figura 15. Diagrama TTT del acero del cilindro de producción (RFC).

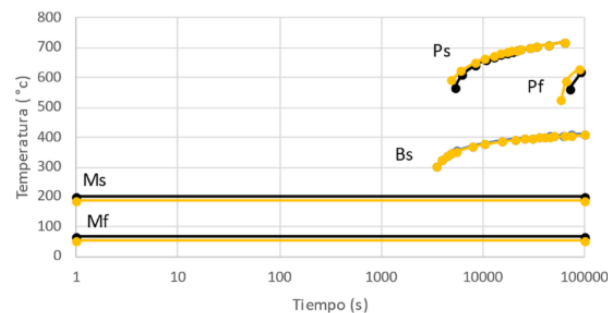


Figura 16. Diagrama CCT del acero del cilindro de producción (RFC).

JMatPro es una herramienta ampliamente utilizada en la industria metalúrgica, que combina cálculos termodinámicos con modelos físicos y metalúrgicos para simular el comportamiento de aleaciones multicomponente (Andersson et al., 2002). El software permite predecir propiedades como diagramas de transformación (TTT y CCT), diagramas de fases, curvas esfuerzo-deformación, dureza, crecimiento de precipitados (γ' , γ'') y comportamiento a fluencia (creep), entre otros. Lo que resulta fundamental para entender las transformaciones de fase durante tratamientos térmicos como el temple o el revenido. A diferencia de

los métodos puramente estadísticos, este software se basa en principios físicos fundamentados, lo cual permite obtener resultados más fiables y con mayor capacidad de interpretación técnica.

Además, es importante considerar que la microestructura inicial influye de forma significativa en el desarrollo de las reacciones de transformación.

3.7 PROCESO RFC

A continuación, se va a describir el proceso de fabricación de los cilindros de apoyo en RFC partiendo desde la chatarra con la cual se produce el acero hasta el tratamiento previo al temple diferencial que es el tratamiento que se estudia en profundidad en este trabajo y que tendrá un apartado específico.

El proceso de Acería comienza con una cuidadosa selección de chatarras, de la que depende en su mayor parte el coste de producción. Globalmente, comprende las operaciones de fusión en horno eléctrico de arco, afino en la estación de metalurgia secundaria y colada en foso por sifón.

Durante la fusión, existe un fuerte ambiente oxidante. Oxígeno y carbón se añaden en grandes cantidades para promover la escoria espumosa y la consiguiente defosforación. Al fin de esta etapa, el caldo se bascula con altos niveles de oxígeno y el carbono ajustado prácticamente a la especificación del cilindro. Se aprovecha para adicionar una parte de las ferroaleaciones en formato más grueso, dándoles así tiempo para disolverse durante la totalidad del proceso de afino. Éstas, además de incorporar elementos de aleación, contienen aluminio y silicio. La función de estos dos metales, correctamente dosificados, es la de desoxidar el acero hasta contenidos cercanos a 1 ppm. Es en este momento cuando se conecta la agitación, siendo ésta un caudal de gas inerte (normalmente argón) que se insufla al caldo por el fondo de la cuchara a través de un tapón poroso. Esta agitación continuará de manera más o menos intensa durante todo el proceso de metalurgia secundaria, para homogeneizar el caldo en composición y temperatura y facilitar la flotación de inclusiones no metálicas a la escoria.



Figura 17. Colada del acero en la cuchara (Reinosa Forgings and Castings, 2025).

Seguidamente, el acero líquido se traslada a la metalurgia secundaria en una cuchara de grandes dimensiones revestida interiormente con ladrillos refractarios. En el afino, dos operaciones se realizan secuencialmente. La primera, consiste en recalentar el acero. Para ello se utiliza una instalación conocida como horno-cuchara, en la que se calienta el acero mediante el mismo principio que en el horno eléctrico. Durante este proceso, se adicionan escorificantes en dosis controladas para generar una escoria de carácter básico que protege al acero del ambiente y a los ladrillos de la cuchara del ataque químico. Una vez compensadas las pérdidas de temperatura del caldo, se añaden ferroaleaciones a demanda y se traslada la cuchara al desgasificado bajo vacío. Aquí, se elimina la mayor parte del nitrógeno disuelto, y se promueve una descarburación y desoxidación siguiendo la reacción:



Esta reacción se favorece con presiones negativas, por lo que el proceso se ajusta para conseguir niveles de vacío elevados. Normalmente, se busca un objetivo de tiempo para permanecer por debajo de 1 mbar.

Las operaciones de desgasificado y recalentamiento se realizan tantas veces como sea necesario hasta conseguir una composición química y limpieza inclusionaria aceptables. Ahí, la cuchara sale del afino para colar.

La colada se realiza en un foso para evitar derrames de caldo. La lingotera, que es el molde en el que solidifica el acero, se coloca sobre un sistema que permite el llenado desde el fondo. Este sistema, conocido como colada por sifón, produce

una buena calidad del lingote al evitar el contacto del caldo con el ambiente durante el llenado.

El desmoldeo tarda entre 20 y 30 horas, dependiendo del peso del lingote. Una vez desmoldeado, se traslada caliente a los hornos de forja para su recalentamiento a temperaturas de aproximadamente 1250 °C.

La operación de forja convierte el lingote en una pieza de geometría cercana a la del cilindro de apoyo según plano de entrega, pero con menos detalle y unas creces de material necesarias para eliminar zonas defectuosas. La forja se realiza en una serie de operaciones, que incluyen:

1. Preparación del extremo de manejo
2. Recalcado y desbaste profundo a octógono
3. Redondeo de la tabla, delimitación de los cuellos y despunte de mazarota
4. Forja de los espigos y terminación de la tabla

Las temperaturas del horno de forja y otros parámetros se ajustan en cada operación para generar una calidad metalúrgica óptima en el cilindro.

Al terminar de forjar, el cilindro se traslada a una estación de oxicorte para desprender dos despuntes en las zonas de pie y mazarota. La longitud de este despunte depende del lingote y aleación, siendo el objetivo garantizar que los defectos metalúrgicos (segregaciones, cavidades no cerradas) y las inclusiones no metálicas se eliminan de la pieza.

A continuación, el cilindro se enfría de manera controlada en un horno de grandes dimensiones, típicamente de solera móvil. Durante este enfriamiento, todo el volumen del cilindro enfría hasta temperaturas inferiores a la temperatura crítica de transformación de la austenita (A1). Es importante conseguir una total transformación de la microestructura antes de comenzar a recalentar el acero, para evitar el crecimiento anormal de grano y la concentración de hidrógeno en las zonas más segregadas del lingote.

Una vez el cilindro está homogeneizado a 600 °C, se procede a recalentarlo suavemente en un tratamiento térmico denominado normalizado. Ahí, se eleva toda la masa por encima de A3, y se enfría al aire hasta temperaturas de unos

150-200°C. Este tratamiento resulta en una microestructura de grano relativamente homogéneo en toda la pieza, gracias la ausencia de fuertes gradientes de temperatura durante el enfriamiento. Su parametrización es la adecuada para, junto con un revenido posterior, fijar las propiedades mecánicas en los espigos, cuellos y núcleo del cilindro. Estas propiedades se verifican típicamente mediante una medición de durezas en superficie.

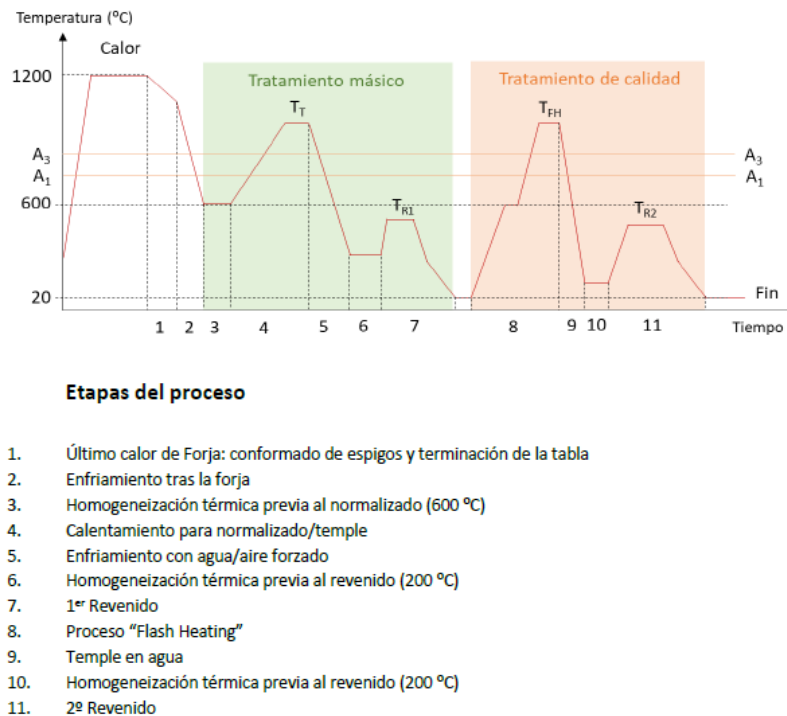


Figura 18. Diagrama de las etapas del proceso de fabricación del cilindro de apoyo (RFC).

Después del primer revenido, el cilindro se mecaniza a su configuración de temple. Esta geometría es ya cercana a la final, pero presenta como rasgo distintivo unos radios de acuerdo suaves en todos los encuentros de cuerpos, especialmente entre los cuellos y la tabla. Esto se hace para evitar concentraciones de tensiones durante lo que es el proceso térmicamente más exigente de los cilindros de apoyo. Adicionalmente, en esta configuración se tienen tres elementos:

- Un orificio central de $\varnothing$ 100 mm que se utiliza para refrigerar el corazón del cilindro durante su temple diferencial.
- Un sobrante en el espigo de mazarota que se utiliza para apoyar el cilindro al fondo del foso.

- Un sobrante de manejo en la zona de pie, que se utiliza para trasladar el cilindro en posición vertical entre el horno y el tanque de temple.

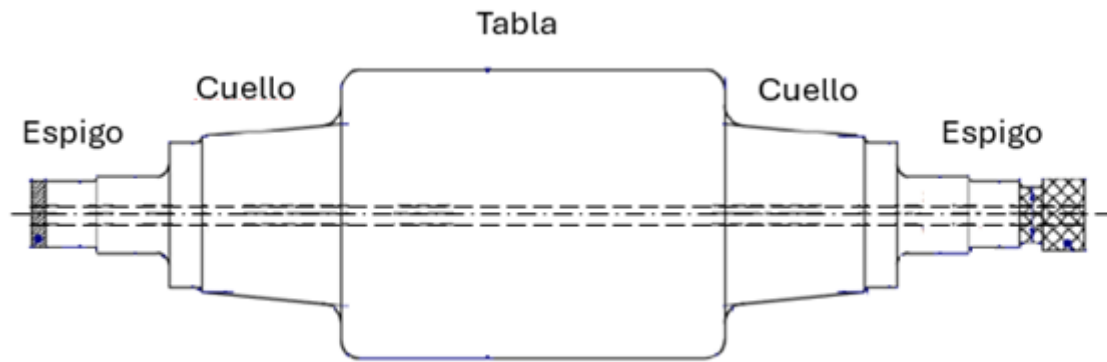


Figura 19. Plano del cilindro de apoyo en la configuración de temple (RFC).

3.8 TRATAMIENTO DE TEMPLE DIFERENCIAL

El temple diferencial (tratamiento de calidad) consiste en un calentamiento localizado de la tabla mientras los cuellos y espigos se hallan aislados térmicamente. Este proceso se realiza en un horno de configuración vertical como el de la figura:

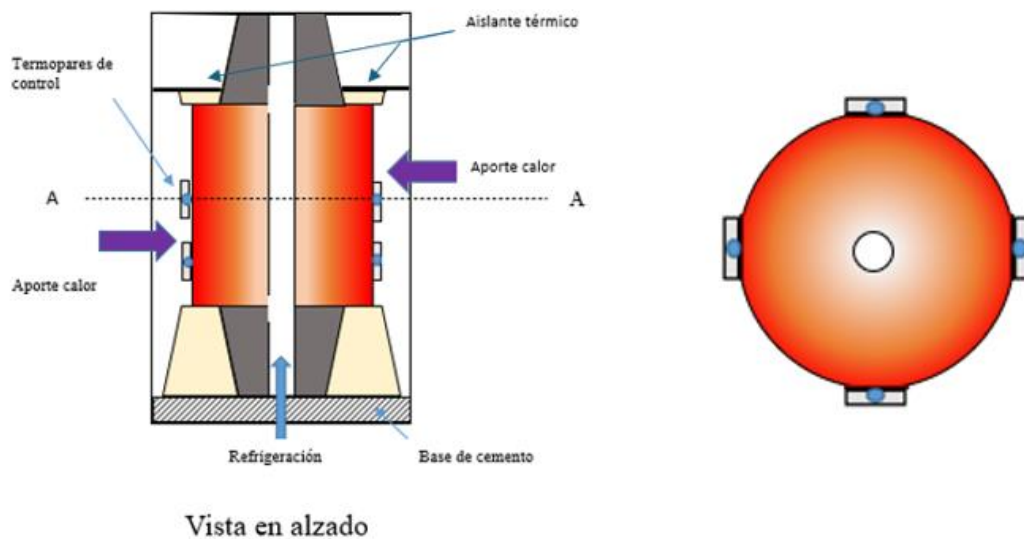


Figura 20. Plano de la colocación del cilindro de apoyo en el horno vertical (RFC).



Figura 21. Colocación del cilindro en el horno vertical (RFC).

El ciclo térmico comienza con un suave calentamiento hasta 600 °C, en el que se mantiene el cilindro un periodo relativamente largo hasta *empapar* toda la masa. Entonces, se introduce un tubo refrigerado por agua en el interior del orificio central y se acciona una corriente de aire comprimido en sentido ascendente, que circula entre la pared interior del cilindro y dicho tubo. Este sistema asegura una refrigeración en el centro mientras, simultáneamente, se programa el horno para entregar la máxima potencia posible a la zona exterior de la tabla. Esta parte del ciclo térmico, conocida como Flash Heating, genera un gradiente de temperatura fuerte entre la superficie de la tabla y el núcleo del cilindro. Tras un tiempo de calentamiento, se logra la austenización en gran parte de la superficie de la tabla y el espesor, mientras la zona más cercana al núcleo se mantiene en su estructura original de normalizado y revenido gracias a la refrigeración. Finalmente, el cilindro se extrae del horno y, tras desconectar los termopares, se introduce en un tanque de temple con agua a temperatura controlada. Este tanque se agita con un potente sistema de bombeo y se refrigera el agua para asegurar que el temple se realiza en condiciones constantes.

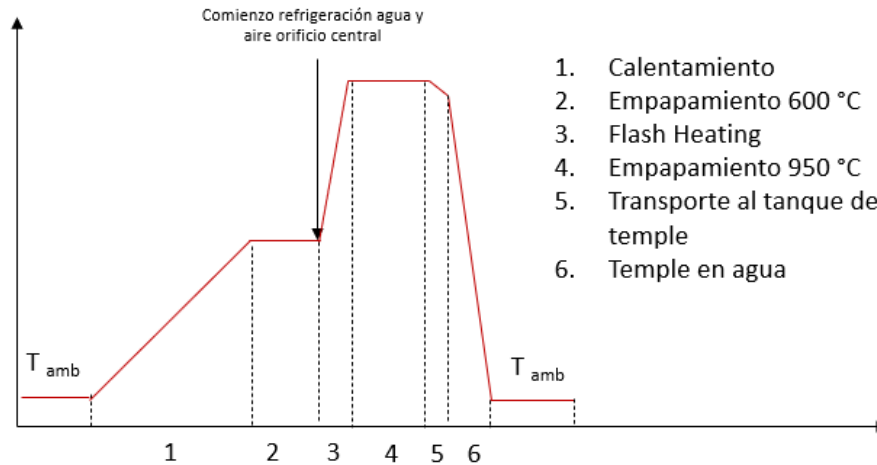


Figura 22. Setpoint de temperatura del tratamiento de temple diferencial (RFC).

Finalmente, tras enfriar la pieza hasta unos 150 °C, el cilindro se extrae del tanque y se procede a darle su último revenido, cuya misión es la de relajar las estructuras duras generadas en el temple y ajustar así las propiedades mecánicas de lo que se conoce como capa templada de la tabla.

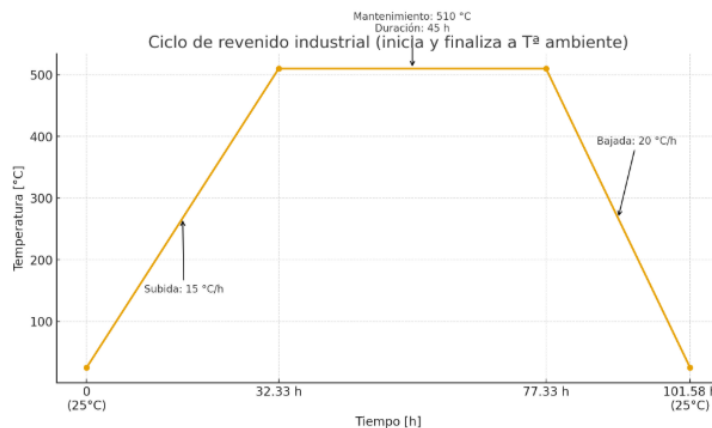


Figura 23. Setpoint de temperatura del tratamiento de revenido (RFC).

3.9 CONDUCCIÓN DE CALOR EN ACEROS

En el tratamiento térmico por temple diferencial, resulta fundamental entender cómo se distribuye el calor dentro del material. Para ello, la conductividad térmica de los metales juega un papel clave ya que, a diferencia de otros sólidos, como las cerámicas, los metales transmiten el calor principalmente gracias a los electrones libres que caracterizan sus enlaces metálicos. Estos electrones absorben la energía en las zonas más calientes y la transportan hacia las regiones más frías, liberándola al interactuar con otros electrones y con la propia red de átomos.

Sin embargo, este no es el único mecanismo que interviene. El calor también se mueve a través de vibraciones de la red cristalina, conocidas como fonones. A estos fonones se les conoce como cuasipartículas debido a que transportan energía de manera parecida a como los fotones transmiten la luz. Aunque en los metales su efecto es mucho menor que el de los electrones, no deja de ser un factor a considerar y que hay que tener en cuenta al valorar la transmisión de calor por conducción (Rapp, 1981).

Cuando hablamos del hierro prácticamente puro, su conductividad térmica es alta, porque los electrones circulan casi sin obstáculos. Sin embargo, cuando añadimos elementos de aleación como cromo o níquel, la conductividad disminuye. Por un lado, estos átomos distorsionan la red cristalina del hierro al formar soluciones sólidas, lo que dificulta el paso de electrones y fonones. Por otro, pueden aparecer fases intermetálicas como carburos o nitruros, con propiedades térmicas diferentes, (Martínez Baena & Palacios Repáraz, 2009). Cabe mencionar que los carburos de cromo tienen una gran presencia en el cilindro que se estudia en este trabajo. En conjunto, esto hace que la conductividad global del acero se vea reducida, ya que es un promedio ponderado de todas las fases presentes.

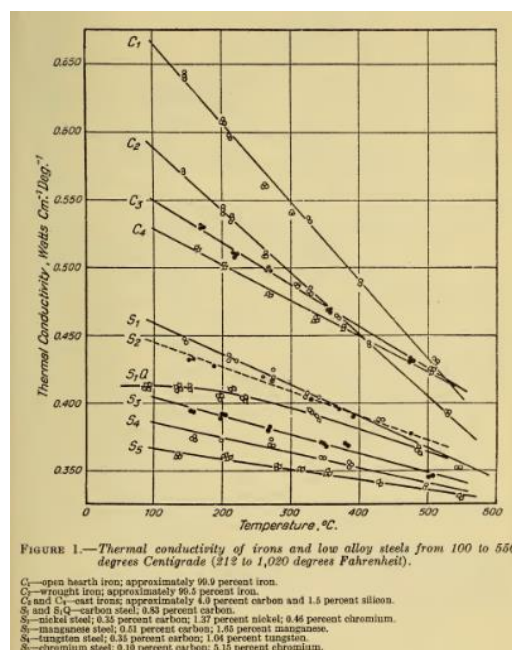


Figura 24. Influencia de la composición química en la conductividad térmica, (Martínez Baena & Palacios Repáraz, 2009).

Como muestra la Figura 24, la composición química influye de manera significativa en la conductividad. Los datos comparan aleaciones que van desde hierro casi puro (99,9 % Fe) hasta aceros con más del 5 % de cromo, y evidencian una tendencia clara: cualquier elemento añadido tiende a disminuir la conductividad térmica. Además, en todas las composiciones se nota que la conductividad baja al aumentar la temperatura. Esto se debe a que los átomos se agitan más y chocan con mayor frecuencia, dispersando la energía y haciendo menos eficiente el transporte de calor. Asimismo, se intuye que todos los aceros, independientemente de su composición, presentan un valor parecido a temperaturas elevadas. Esto es debido a la presencia de austenita a esas temperaturas, que iguala en gran medida a todos ellos.

En el acero que analizamos en este trabajo, con un 4,53 % de cromo, podemos esperar que la conductividad sea menor que la del hierro puro. El cromo no solo altera la red cristalina, sino que también crea nuevas barreras para el flujo de energía térmica. Esto tiene consecuencias directas en el temple diferencial, porque condiciona la velocidad y la uniformidad con la que el calor se distribuye durante el enfriamiento, esto factores se han tenido en cuenta en ReinosForgings and Castings a la hora de diseñar el tratamiento térmico.

4 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 MUESTRAS

En este trabajo se analizan dos tipos de muestras, ambos lotes de muestras provienen de cilindros de producción, la diferencia es que las denominadas como “muestras del cilindro producción” fueron obtenidas de la capa templada de un cilindro después del temple diferencial, mientras que las denominadas como “muestras sintéticas” proviene de la parte del pie de otro cilindro pero fueron extraídas antes de que se realizase el tratamiento de temple diferencial, ya que este tratamiento se le simuló en el laboratorio a las muestras. A continuación, se describe el proceso de obtención de estas muestras.

4.1.1 MATERIALES

La colada del cilindro de producción y la colada de la que se extrajeron los bloques para muestras sintéticas presentan la siguiente composición química en porcentaje de peso:

Elemento	Producción (wt.%)	Bloques (wt.%)
C	0.66	0.60
Mn	0.63	0.65
Si	0.53	0.60
Cr	4.53	4.60
Ni	0.34	0.30
Mo	0.40	0.40

Tabla 1. Elementos principales de la composición química de los aceros estudiados.

En cuanto a las dimensiones de los cilindros, la tabla tiene un diámetro de 1585 mm y una longitud de 5340 mm.

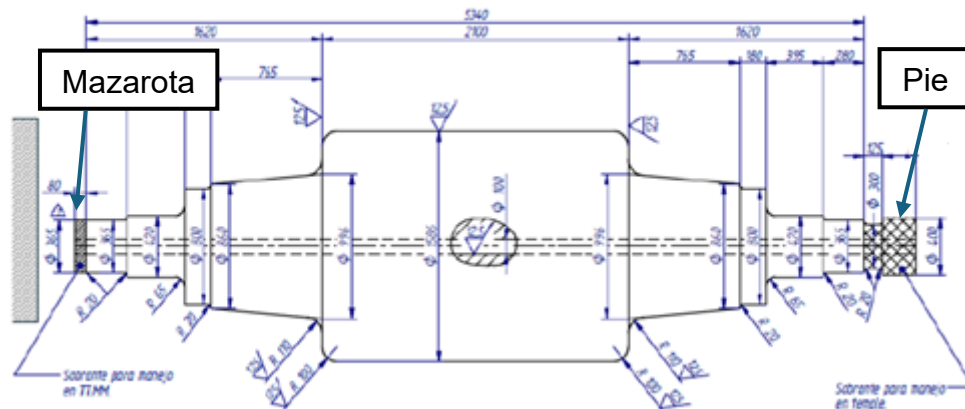


Figura 25. Plano de los cilindros de apoyo (RFC).

4.1.2 MUESTRAS DEL CILINDRO PRODUCCIÓN

Se estudiarán 2 muestras obtenidas de la capa templada de un cilindro de producción, se han obtenido estas muestras como cubos de alrededor de 20 mm de lado. Cada muestra procede de una profundidad que se haya a una distancia de la tabla diferente. En la Figura 26 se muestra cómo se toma esta medida en referencia a la superficie de la tabla.

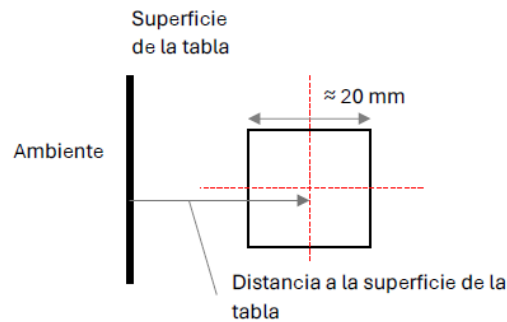


Figura 26. Medición de la distancia a la superficie de la tabla (RFC).

En la siguiente tabla se presentan los datos de las muestras estudiadas:

Muestra	Distancia a la superficie exterior de la tabla (mm)	Temperatura estimada al salir a temprar (°C)*
2	32	961
3	54	950

Tabla 2. Muestras del cilindro real.

Como podemos observar, la muestra 2 es la que se encuentra más cerca de la superficie de la tabla y la 3 más lejos.

*Esta temperatura es una estimación de RFC, apoyada en medidas directas de temperatura durante el proceso y fundamentada en una hipótesis de propiedades físicas conocidas y gradiente lineal de temperatura entre la superficie y el núcleo del cilindro.

4.1.3 MUESTRAS SINTÉTICAS

Para el presente trabajo se han empleado tres muestras sintéticas, denominadas 1.1, 1.2 y 2.2, cada una con dimensiones de 20 × 20 × 20 mm. Estas muestras proceden de bloques tratados térmicamente en el laboratorio, y obtenidos originalmente a partir del despunte del pie de un cilindro de apoyo tras su tratamiento de calidad en el proceso de producción. Este despunte es un sobrante de material que se desprende del cilindro por proceso, y su función es la de eliminar zonas cercanas a los extremos del lingote que pueden acumular defectos.

Primeramente, los bloques fueron mecanizados hasta alcanzar las dimensiones de 200x90x60 mm, además, se les realizó un orificio de 3 mm de diámetro para introducir un termopar durante el proceso para controlar la temperatura en el interior del bloque.

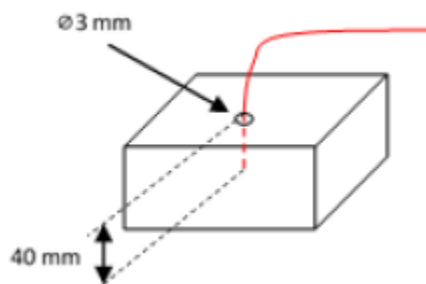


Figura 27. Esquema de colocación del sensor de termopar (RFC).

Posteriormente, se sometieron a un recocido de homogeneización, para igualar las estructuras de todos ellos. Finalmente, se les aplicó un tratamiento de normalizado y revenido, cuyo objetivo es replicar la historia térmica del cilindro de producción en la zona de la capa templada. El diseño de este ciclo se basa en estudios previos de RFC según los cuales se determinó que un normalizado genera en estas condiciones una trayectoria de enfriamiento muy similar a la que se espera en la superficie de un cilindro masivo durante su temple. Este normalizado se realizó a tres temperaturas diferentes e igual temperatura de revenido, para generar estructuras diferenciadas en cada uno de los bloques. El revenido, que presenta menor duración que en el proceso industrial por razones prácticas, se realizó en todos los casos a 510 °C, coincidiendo con el proceso

industrial. Tras la aplicación de todos los tratamientos fue cuándo se mecanizaron las muestras de dimensiones de 20x20x20 mm.



Figura 28. Bloques enfriando al aire después de su austenización (RFC).

En la siguiente tabla se presentan los datos del tratamiento térmico de normalizado para cada muestra:

Muestra	Temperatura de temple (°C)	Tiempo calentamiento (hh:mm)	Tiempo mantenimiento (hh:min)
1.1	900	03:20	02:40
1.2	950	03:30	02:40
2.2	1000	03:40	02:40

Tabla 3. Normalizado de las muestras sintéticas.

En la siguiente tabla se presentan los datos del tratamiento térmico de revenido para todas las muestras:

Muestra	Temperatura (°C)	Tiempo calentamiento (hh:mm)	Tiempo mantenimiento (hh:mm)
Todas	510	01:50	04:40

Tabla 4. Revenido de las muestras sintéticas.

4.2 EQUIPOS UTILIZADOS

En este apartado se describirán los equipos utilizados para la realización de los ensayos que componen este trabajo.

4.2.1 MICROSCOPIO ÓPTICO

Para la caracterización microestructural de materiales metálicos, se ha empleado un microscopio óptico Olympus BX61, un equipo de alta gama diseñado para investigación avanzada. Este microscopio es ampliamente utilizado en metalografía debido a su excelente calidad óptica, automatización y capacidad de integración con sistemas de análisis digital.

El equipo está equipado con una pletina motorizada Märzhäuser, que permite el desplazamiento automático y preciso de la muestra en los ejes X e Y. Esta funcionalidad es especialmente útil en estudios metalográficos donde se requiere el análisis de amplias áreas de secciones pulidas y atacadas, permitiendo la adquisición sistemática de imágenes sin intervención manual.

Para el análisis digital de microestructuras, se utiliza el software analySIS Particle Inspector, que permite realizar la detección de inclusiones no metálicas, porosidades, o fases dispersas en aleaciones. Este programa está plenamente integrado con la pletina motorizada, lo que facilita la inspección automatizada de grandes áreas de muestra con alta reproducibilidad.

Este sistema combinado ofrece una herramienta potente para el estudio metalográfico, permitiendo evaluar la calidad microestructural de materiales metálicos.

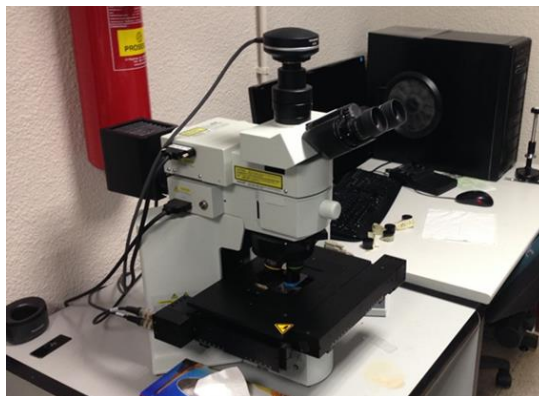


Figura 29. Microscopio óptico Olympus BX61.

4.2.2 MICROSCOPIO ELECTRÓNICO (SEM)

Para la caracterización microestructural de materiales metálicos a alta resolución, se ha empleado un microscopio electrónico de barrido (SEM) Carl Zeiss, modelo EVO MA15. Este equipo está diseñado para aplicaciones en ciencia de materiales, metalografía y análisis de fallos, ofreciendo imágenes de alta calidad y una amplia gama de condiciones operativas.

El microscopio utiliza como fuente de electrones un filamento de hexaboruro de lantano (LaB_6), que proporciona una emisión más estable y brillante en comparación con los filamentos de tungsteno convencionales, mejorando la resolución y la calidad de imagen, especialmente a bajos voltajes de aceleración.

El sistema cuenta con múltiples detectores, entre ellos:

- Detector de electrones secundarios (SE), ideal para obtener imágenes topográficas de alta resolución.
- Detector de electrones retrodispersados (BSE), que permite el contraste composicional, útil para diferenciar fases o precipitados según su número atómico.
- Detector de rayos X (EDS/EDX) de la marca Oxford Instruments, que permite realizar análisis químicos cualitativos y semi-cuantitativos mediante espectroscopía de dispersión de energía.

En el presente trabajo, se utilizaron principalmente los detectores de electrones retrodispersados y secundarios para la observación detallada de precipitados distribuidos sobre la matriz metálica y en los límites de grano.



Figura 30. Microscopio electrónico Carl Zeiss, modelo EVO MA15.

4.2.3 DURÓMETRO

El durómetro utilizado para los ensayos de dureza de las muestras es el Qness Q10-30-60 M, es un durómetro micro y macro Vickers/Knoop, capaz además de realizar ensayos Brinell y Rockwell (este último mediante módulo opcional). Se trata de un sistema semiautomático de laboratorio que integra óptica con cámara a color y control electrónico del eje Z, ideal para esfuerzos de dureza desde 0,25 g hasta 62,5 kg.



Figura 31. Durómetro Qness Q10-30-60 M, (Qness, 2025).

Características técnicas principales:

- Rango de carga: 0,25 gf (0,00245 N) hasta 62,5 kgf (612,9 N), cubriendo pruebas micro a macro.
- Métodos de ensayo: soporta Vickers, Knoop (fuerzas ultra bajas) y Brinell; con módulo opcional para Rockwell.
- Precisión automatizada: eje Z doble (rápido + fino), controlado electrónicamente con sistema CAS anticolidión; cambio de 8 porta-punzones motorizado y mesa XY digital con retroalimentación visual.
- Óptica avanzada: microscopio vertical con iluminación Koehler, cámara CMOS de 5 Mpx y lentes 2× a 100×; la combinación de enfoque automático y detección de indentación garantiza imágenes de alta calidad aptas para medición automática de diagonales.
- Software Qpix Control 2 M: interfaz intuitiva con gestión de lotes, análisis de fases, tamaño de partículas, medición de espesores y generación de informes; permite integración de lectores de códigos, imágenes de muestra y comunicación remota en la plataforma IoT de Verder Scientific.

Ventajas clave para este estudio:

- Permite realizar ensayos en rangos muy amplios, desde micro-indentaciones hasta pruebas clásicas Vickers.
- Alta reproducibilidad, gracias a la automatización y a la optomecánica de precisión.
- Posibilidad de análisis multicapa: fases, partículas, espesores, y dureza, todo desde una única plataforma.

4.2.4 PULIDORA/LIJADORA

La pulidora utilizada en los ensayos en la Struers TegraPol-11, es un equipo semiautomático de alta calidad dedicado al procesamiento metalográfico de superficies, integrando funciones de esmerilado y pulido. Está equipado con un plato magnético de 200 mm (8") y un cabezal TecraForce-1 que permite preparar hasta tres muestras simultáneamente, aumentando la eficiencia en laboratorios con múltiples análisis.



Figura 32. Pulidora Struers TegraPol-11, (Struers,2025).

Capacidad y accesorios

- Plato de esmerilado/pulido: 200 mm de diámetro, ideal para diversos consumibles.
- Portamuestras: Movilizador para hasta tres muestras de Ø 38 mm.
- Sistemas de dosificación: Integrado o compatible con TegraDoser para control automático de abrasivos y refrigerantes.

Rendimiento y funcionamiento

- Semiautomático: Permite configurar métodos de preparación (grano, presión, tiempo) y controla secuencias preestablecidas por pantalla, facilitando la estandarización.
- Control de parámetros: Ajuste programable de velocidad, presión y tiempo.

4.3 ENSAYOS DE DUREZA

Para la caracterización mecánica de las muestras se realizaron ensayos de dureza mediante el método Vickers, concretamente con el procedimiento HV10. Las mediciones se efectuaron utilizando un durómetro Qness Q10 30 60 M, un equipo automatizado que garantiza alta precisión y repetibilidad en la aplicación de carga y en la medición de las huellas.

En cada ensayo se aplicó una carga de 10 kgf (HV10), y las indentaciones resultantes se observaron mediante un sistema óptico con un aumento de 20x, lo que permitió una lectura precisa de las diagonales de las huellas.

Se realizaron cinco mediciones por cada muestra, todas ellas en la cara atacada de las mismas, con el fin de minimizar la influencia de posibles irregularidades superficiales y obtener un valor medio representativo.

Los valores individuales de dureza obtenidos en cada muestra fueron promediados para su posterior análisis y comparación entre diferentes condiciones.

4.4 MICROSCOPIA ÓPTICA

Las muestras fueron preparadas previamente para su observación mediante microscopía óptica siguiendo un protocolo estándar de pulido y ataque químico. El proceso se realizó únicamente sobre la cara de interés, es decir, la superficie que posteriormente sería observada al microscopio.

El pulido mecánico se llevó a cabo con la pulidora Struers TegraPol 11, aplicando una duración total de 1 minuto por cara. Se utilizó un paño de pulido nap junto con un abrasivo de 1 micra de tamaño de partícula, lo que permitió alcanzar un acabado tipo espejo, condición necesaria para una correcta revelación de la microestructura.

Finalizado el pulido, las muestras fueron sometidas a un ataque químico con Nital al 3 % (disolución de ácido nítrico en etanol), durante un tiempo de 5 segundos por muestra. Una vez transcurrido este tiempo, se detuvo la acción del reactivo aplicando alcohol etílico directamente sobre la superficie, asegurando así un ataque controlado y uniforme.

A continuación, se realizó la observación de las muestras mediante microscopía óptica con el equipo Olympus BX61. Para cada muestra se seleccionaron dos zonas diferentes de la superficie atacada, de las cuales se capturaron imágenes a tres niveles de aumento: 200x, 500x y 1000x. Esta estrategia permitió una caracterización detallada de la microestructura a distintas escalas, facilitando el análisis de características como el tamaño de grano, fases presentes o posibles defectos metalográficos.

4.5 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA

Para el estudio de las muestras se realizaron dos sesiones con distintos objetivos cada una. En primer lugar, se realizó una sesión en la cual se analizaron las muestras sin atacar químicamente con un pulido especial para el análisis específico de los carburos. Posteriormente, se realizó una sesión con las muestras preparadas de manera convencional, incluyendo lijado, pulido y ataque químico, complementando y mejorando las observaciones del microscopio óptico con relación a la matriz.

4.5.1 Sesión de carburos

El análisis de la distribución, morfología y composición de los carburos presentes en las muestras se realizó mediante Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) en modo de detección de electrones retrodispersados (BSE) y detector de rayos X (EDS). El modo BSE se seleccionó por ofrecer un mayor contraste entre la matriz y los carburos que el proporcionado por electrones secundarios, gracias a las diferencias de número atómico y densidad entre ambas fases.

La preparación de las muestras partió de probetas recién mecanizadas con superficie obtenida mediante corte por sierra. Tanto el lijado como el pulido se realizaron en la pulidora Struers TegraPol 11, utilizando agua como lubricante en las etapas de lijado y lubricante DiaPro en todas las etapas de pulido, excepto en la última, donde se empleó lubricante OP-S Non Dry. El procedimiento se resume en la siguiente tabla:

Etapas	Lijado/Pulido	Abrasivo	Tamaño de partícula	Lubricante	Tiempo
Lijado 1	Lija grano 500	—	—	Agua	2 min
Lijado 2	Lija grano 1000	—	—	Agua	1 min
Pulido 1	Paño MD-Largo	Polvo de diamante	9 μm	DiaPro	6 min
Pulido 2	Paño MD-Dac	Polvo de diamante	3 μm	DiaPro	4 min
Pulido 3	Paño MD-Nap	Polvo de diamante	1 μm	DiaPro	2 min
Pulido 4	Paño MD-Chem	Alúmina	0,3 μm	OP-S Non Dry	1 min

Tabla 5. Etapas de la preparación de muestras.

Tras el pulido, las muestras no fueron atacadas químicamente, ya que la preparación descrita genera un contraste topográfico natural que permite diferenciar claramente los carburos de la matriz en modo BSE.

Durante la sesión de SEM, se diferenciaron dos tipos de parámetros que se mantuvieron constantes para asegurar la comparabilidad:

- Parámetros del microscopio:
 - Tensión de aceleración: 20 kV
 - Aumento: 2000×
 - Apertura del diafragma: 30 μm
 - Intensidad de haz: 1,0 nA
- Parámetros de imagen:
 - Brillo: 24,1 %
 - Contraste: 34,9 %

La distancia de trabajo (working distance) fue el único parámetro que varió, entre 7,5 y 8,5 mm, debido a las diferencias de altura entre las superficies de las muestras. La working distance es la distancia en milímetros a la que se encuentra

la muestra del punto de salida del haz; es decir, la distancia entre el objetivo del microscopio y el punto que se está enfocando. Aunque se puede fijar, cuando existe mucha variación en altura es necesario corregirla continuamente para mantener el enfoque, por lo que no resulta práctico.

Durante el proyecto, se constató que las sutiles diferencias en las condiciones de operación del SEM, como el nivel de vacío o el desgaste del filamento, resultan en que no es posible garantizar un contraste constante entre carburos y matriz si las sesiones de microscopía se realizan en diferentes días. Con esto en mente y para garantizar la máxima comparabilidad entre muestras, se decidió realizar la sesión con las 5 muestras (2 cilindro producción y 3 sintéticas) medidas a la vez dentro de la cámara de trabajo del microscopio. Para cada muestra se tomaron cinco imágenes en diferentes zonas, empleando un modo de alta calidad con un tiempo de captura de 50 segundos por imagen, lo que permitió obtener resultados con bajo nivel de ruido y elevada definición. En las imágenes, los carburos se observaron claramente diferenciados de la matriz, presentando tonos más oscuros. Esto se debe a que los carburos presentes son mayoritariamente de cromo, un elemento con menor número atómico medio que la matriz férrica, lo que provoca un menor retrodispersado de electrones y, por tanto, un tono más oscuro en este modo de detección.

Adicionalmente, se realizaron análisis de composición química de los carburos en cada muestra mediante espectroscopía de dispersión de energía de rayos X (EDS) acoplada al SEM, confirmando su naturaleza rica en cromo.

4.5.2 Sesión con las muestras atacadas químicamente

El objetivo de esta segunda sesión fue el de diferenciar y analizar las fases presentes en matriz de las muestras, prestando especial atención a la distinción entre martensita y bainita lo cual es complicado en la microscopía óptica.

La preparación superficial de las muestras siguió el mismo protocolo descrito previamente en el apartado de microscopía óptica.

Durante la sesión de SEM, se tomaron imágenes de cada muestra empleando tanto el modo de electrones secundarios (SE) como el de electrones retrodispersados (BSE), a fin de obtener información complementaria sobre las

fases presentes, facilitando así el análisis. Los parámetros de adquisición de todas las imágenes han sido los siguientes:

- Tensión de aceleración: 20 kV
- Aumentos: 1000×
- Intensidad de haz: 2,2 nA

Adicionalmente, se realizó un análisis puntual de la composición química de la matriz mediante espectroscopía de dispersión de energía de rayos X (EDS) acoplada al SEM. Los resultados confirmaron que la composición de la matriz coincidía con la composición de la aleación utilizada en la fabricación del cilindro de apoyo.

En este caso, ya que las micrografías no han sido utilizadas para el procesamiento de imagen con ImageJ, no es imprescindible realizarlas todas ellas en la misma sesión. Este procedimiento permitió obtener imágenes de alta resolución y contraste suficiente para identificar las diferentes fases, facilitando así su análisis comparativo en el marco del estudio.

4.6 ANÁLISIS DE CARBUROS MEDIANTE IMAGEJ

Uno de los principales objetivos de este trabajo es caracterizar en profundidad los carburos presentes, tanto en las muestras de cilindro real como en las generadas en el laboratorio y compararlos, para ello se ha utilizado el software de tratamiento de imágenes ImageJ, el cual ha permitido cuantificar el número de carburos presentes en las imágenes tomadas en el SEM así como clasificarlos en función de su tamaño. Para más información sobre ImageJ, puede consultar el portal técnico de ImageJ. Disponible en: <https://imagej.net/ij/>.

4.6.1 Procedimiento del análisis

El análisis realizado con ImageJ tiene como objetivo distinguir los carburos de la matriz metálica a partir de las micrografías obtenidas en el microscopio electrónico de barrido (SEM). En las imágenes, los carburos se identifican por su tonalidad más oscura respecto a la matriz, lo que permite separarlos y analizarlos cuantitativamente.

Un aspecto clave a tener en cuenta es que, para asegurar la comparabilidad entre micrografías, tanto los parámetros propios del SEM como los de procesamiento de sus imágenes se han mantenido constantes durante la adquisición de todas ellas. Sin embargo, debido a la inestabilidad que presenta el filamento del SEM, no es posible garantizar que los tonos de gris sean exactamente los mismos en todas las micrografías. Esta variación obliga a trabajar con un procedimiento de normalización para minimizar su impacto.

El motivo de aplicación del normalizado en todas las imágenes es que, aunque unas micrografías puedan resultar globalmente más claras o más oscuras, la diferencia relativa de intensidad entre los carburos y la matriz se mantiene constante, por lo tanto, esto reduce la diferencia de grises entre las imágenes de todas las muestras. La imagen de la izquierda está sin normalizar y la de la derecha está normalizada.

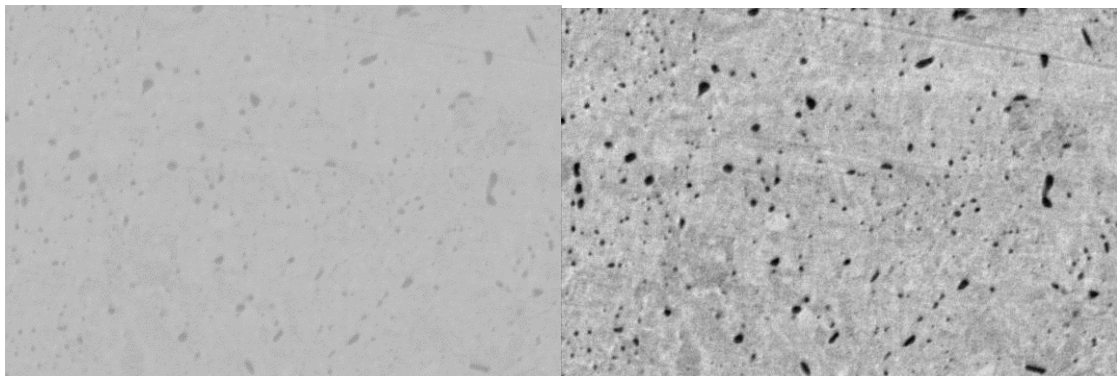


Figura 33. Imagen sin normalizar y normalizada.

En la siguiente imagen se presenta un esquema que resume el trabajo realizado con ImageJ:

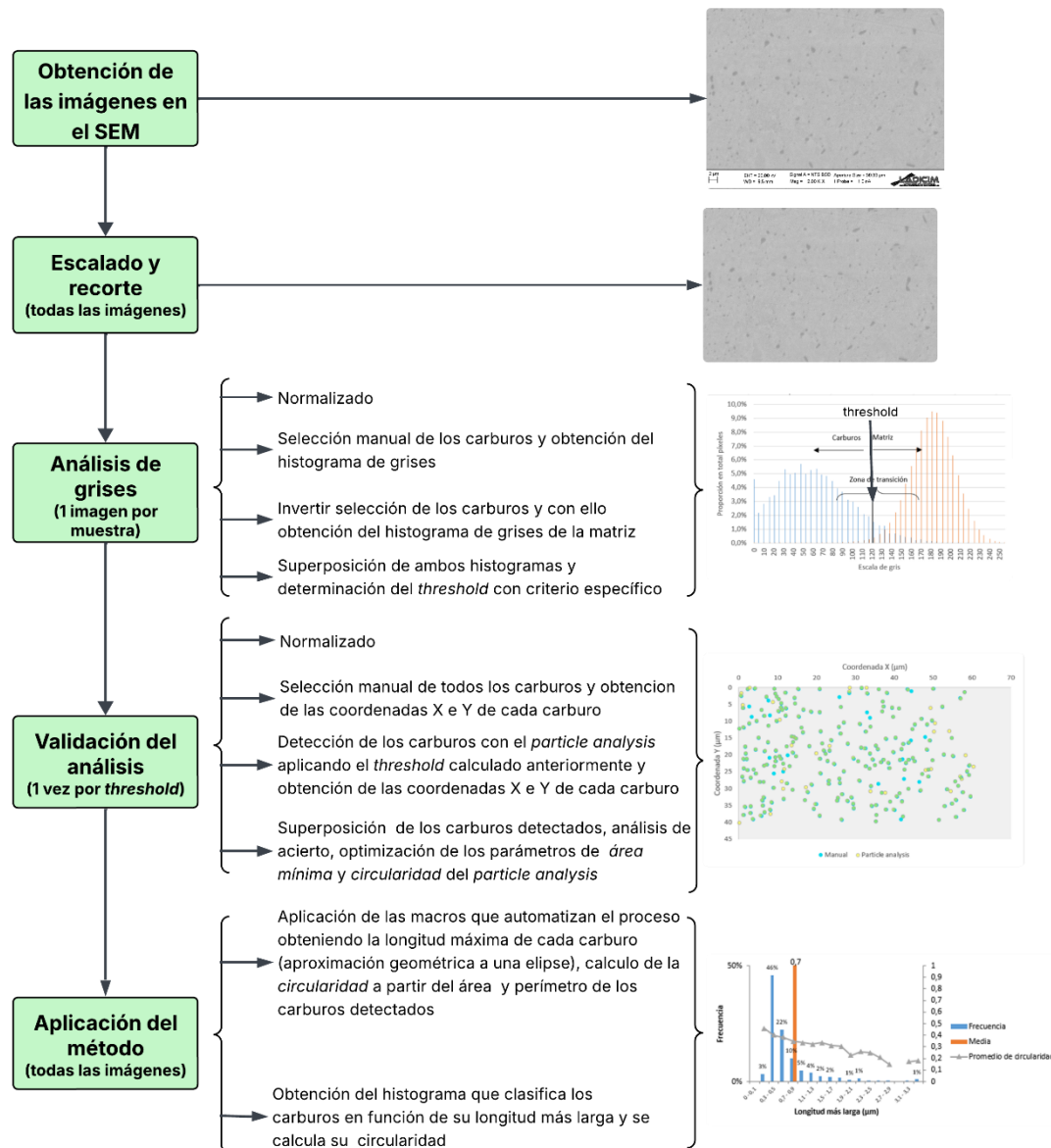


Figura 34. Esquema del flujo de trabajo con ImageJ.

El método seguido parte del escalado y recorte de todas las imágenes, debemos poner la escala de la imagen en micras y recortar la etiqueta de la imagen que muestra los parámetros del SEM.

A continuación, procedemos a realizar el análisis de grises, para ello vamos a estudiar una imagen de cada una de las muestras.

El primer paso consiste en normalizar la imagen, tras esta normalización, se realiza una selección manual de áreas de la micrografía que, a simple vista, corresponden inequívocamente a carburos. Estas áreas se definen mediante lo que en ImageJ se denomina ROI (Region of Interest), es decir, una “región de

interés” que acota de forma precisa un conjunto de píxeles sobre los que se desea trabajar.

A partir del ROI se extrae, mediante ImageJ, el histograma de la distribución de grises de los carburos. Estos datos se exportan posteriormente a Excel para su representación. De manera complementaria, se genera también la inversa del ROI, es decir, la parte de la imagen que no fue seleccionada como carburo. Aunque esta región puede incluir algún carburo residual, la distribución de grises obtenida no difiere de forma significativa de la que se obtendría si se hubieran seleccionado todos los carburos de manera exhaustiva.

Con ambos histogramas, el de carburos y el de matriz, se construye una gráfica en Excel en la que se representa en el eje X el valor de gris y en el eje Y el porcentaje de píxeles que se encuentran en cada intervalo. Debido a la normalización aplicada, los valores de gris no se agrupan de uno en uno, sino en intervalos de 10. La distribución con valores más bajos de grises se corresponde con la de carburos debido a que son más oscuros y el valor correspondiente al negro absoluto es el 0, mientras que la distribución naranja se corresponde con la de la matriz.

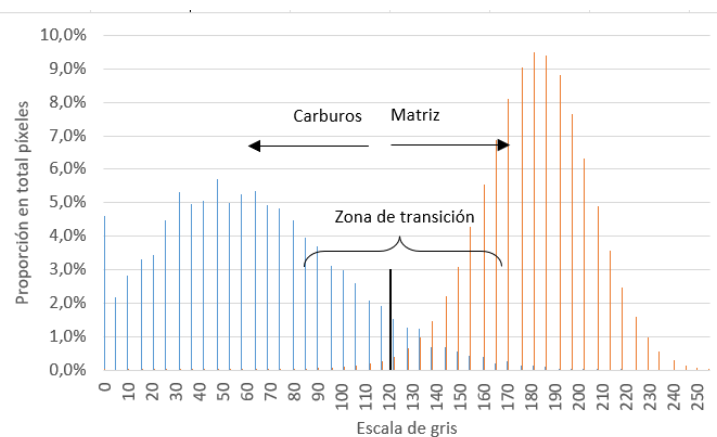


Figura 35. Distribución de grises de la muestra 1.1 con valor de threshold de 120.

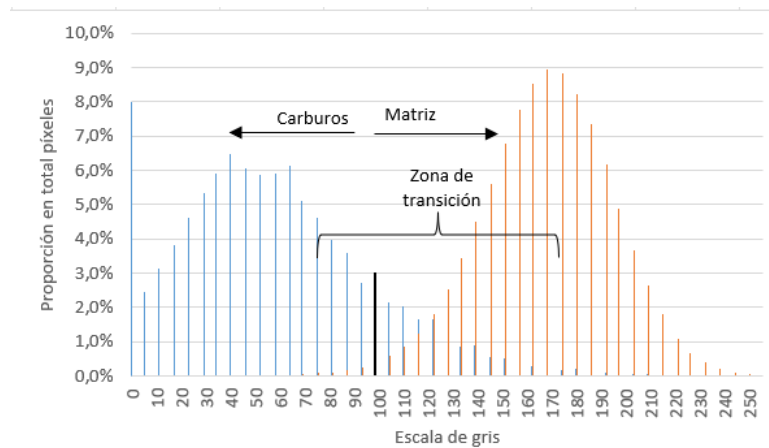


Figura 36. Distribución de grises de la muestra 2 con valor de *threshold* de 98.

Al observar la gráfica, se aprecia que existen zonas en las que los histogramas de carburos y matriz se solapan. Este solapamiento dificulta establecer una frontera clara entre ambas fases, por lo que se recurrió a la definición de un umbral de gris (*threshold*) que permitiera separar de la manera más fiable posible carburos y matriz antes de aplicar el *Particle Analysis* en ImageJ. Se puede observar que el porcentaje de píxeles de la matriz aumenta con la intensidad de gris, entonces, se decide fijar el umbral en aquel valor de intensidad de gris que representa el 0,03% de los píxeles. Tras varias pruebas, se concluyó que este valor representa un compromiso adecuado entre minimizar la inclusión de píxeles de la matriz y evitar la pérdida significativa de píxeles correspondientes a carburos.

Aplicando este criterio, se obtuvo un valor de *threshold* de 120 para las muestras 1.1, 1.2 y 2.2 (muestras sintéticas) y para la muestra 3 (muestra del cilindro de producción). En cambio, para la muestra 2 el valor de *threshold* resultante fue de 98. Esto se explica debido a que las microestructuras de las matrices de todas las muestras son similares entre sí a excepción de la muestra 2, la cual está conformada por martensita y bainita más grosera, realzando los contornos dentro de los granos y aumentando el solape entre matriz y carburos.

Una vez establecidos los valores de *threshold* para cada una de las muestras, se llevó a cabo la validación del análisis con el fin de comprobar la fiabilidad del método cuando se aplica el *particle analysis* en ImageJ. Para ello, se comparó la selección automática de carburos realizada con este procedimiento con una

selección manual detallada en la que se intentó no dejar ningún carburo sin identificar.

Este análisis se repitió en dos ocasiones: una utilizando el *threshold* de 120 y otra con el umbral de 98, con el fin de comprobar el comportamiento del método en ambos casos.

El procedimiento seguido fue el siguiente: en primer lugar, se normalizó la imagen y se seleccionaron manualmente todos los carburos presentes en una de las micrografías. A partir de esta selección, se utiliza ImageJ para calcular las coordenadas X e Y del centro de cada una de las partículas seleccionadas. Para ello, se utiliza una función denominada “centroide”. Estos valores se representaron en Excel para tener una referencia espacial de la distribución de los carburos. Los carburos seleccionados manualmente son los rodeados por líneas amarillas en la Figura 37.

Posteriormente, se aplicó el *particle analysis* con el valor de *threshold* previamente calculado, siendo los carburos rodeados por una línea azul los seleccionados en la Figura 37. Para realizar este análisis fue necesario establecer dos parámetros adicionales:

- Área mínima: se fijó en $0,05 \mu\text{m}^2$, de forma que se evitase contabilizar como carburos pequeñas partículas o imperfecciones que en realidad no correspondían a la fase de interés. Este valor se determinó tras realizar varias pruebas de ajuste del método.
- Circularidad: se configuró en un rango de 0,05 a 1. La circularidad es un parámetro adimensional que indica el grado de similitud de una partícula respecto a un círculo perfecto. Su valor máximo es 1 (cuando la partícula es completamente circular) y disminuye conforme la forma se vuelve más irregular o alargada. Al fijar un límite inferior de 0,05 se permite incluir carburos con formas irregulares, pero se evita incorporar elementos demasiado lineales o artefactos.

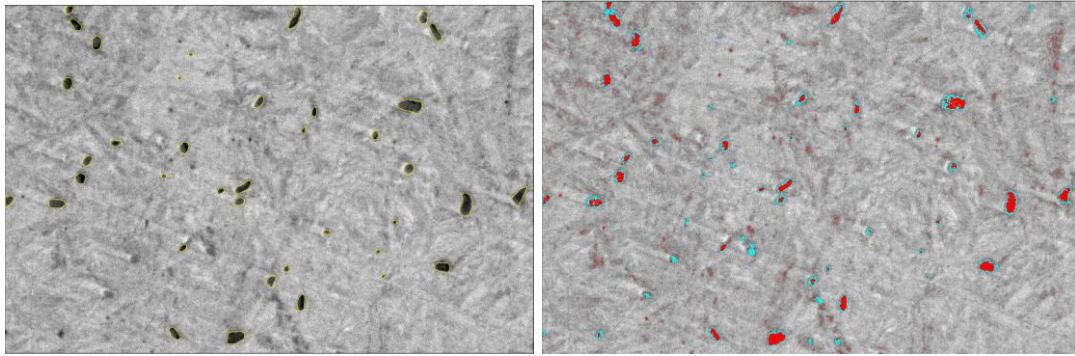


Figura 37. Diferencia de selección de carburos en la Muestra 2.

Con estos parámetros ajustados, se obtuvo de nuevo el listado de centroides de cada partícula seleccionada automáticamente, que se representaron sobre los centroides de la selección manual en la misma gráfica. En esta representación, los puntos azules corresponden a los carburos seleccionados manualmente, mientras que los puntos amarillos representan los seleccionados mediante el *particle analysis*. Cuando ambos métodos coincidieron en la detección de un mismo carburo, el punto aparece de color verde, indicando la coincidencia entre los dos procedimientos.

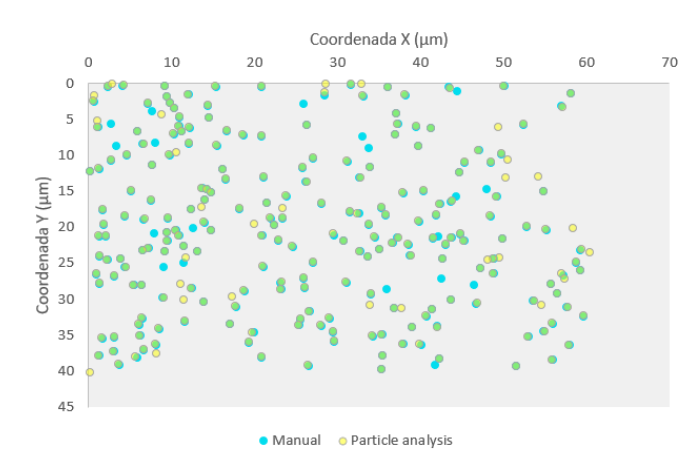


Figura 38. Análisis de acierto del threshold 120 en la muestra 1.1.

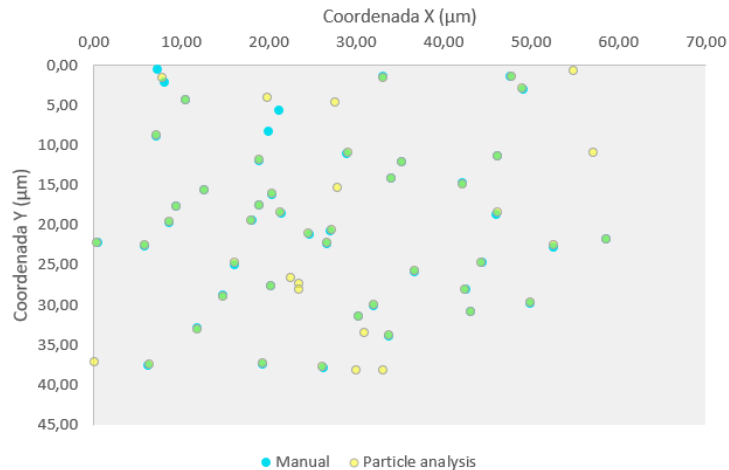


Figura 39. Análisis de acierto del threshold 98 en la muestra 2.

El resultado de esta comparación permitió calcular el porcentaje de acierto del método. En el caso del *threshold* de 98 el porcentaje alcanzó un 90,2 %, mientras que con el *threshold* de 120 el acierto fue ligeramente superior, de 91,7 %. En ambos escenarios se observó un exceso de partículas seleccionadas por el *particle analysis* que no estaban incluidas en la selección manual, lo que indica que el método tiende a sobredetectar algunos elementos. No obstante, este comportamiento se considera preferible a la situación contraria, ya que asegura que no se pierdan carburos reales durante el análisis.

Además, se incorporó un criterio adicional de validación basado en el área total de carburos seleccionados. Esto es porque no solo queremos precisión en el conteo de los carburos sino también en la detección de su tamaño. En este caso, se obtuvo el porcentaje del área acumulada de todas las partículas detectadas automáticamente mediante el *particle analysis* y se comparó con el porcentaje de área de referencia, determinada a partir de una selección manual exhaustiva de los carburos presentes en la micrografía. Este contraste permitió evaluar hasta qué punto la detección automática reproducía fielmente la fracción de área real representada por los carburos, añadiendo así una medida cuantitativa complementaria al análisis de coincidencia de partículas.

Área threshold 120	
Manual	Particle analysis
3,26%	2,87%

Figura 40. Validación del área seleccionada con threshold de 120.

Área threshold 98	
Manual	Particle analysis
1,86%	1,53%

Figura 41. Validación del área seleccionada con threshold de 98.

En ambos casos se puede ver que el *particle analysis* devuelve un resultado muy próximo a la realidad, que viene representada por el valor “manual” de la Figura 40 y Figura 41.

Una vez definido y validado el método, se procedió a aplicar el análisis de forma sistemática en todas las muestras. Para ello se desarrolló una macro en ImageJ que permite automatizar gran parte del proceso y reducir el tiempo de tratamiento de cada imagen. Esta macro realiza de manera secuencial los pasos previamente fijados: primero normaliza la imagen, después aplica el valor de *threshold* correspondiente y finalmente ejecuta el *particle analysis* con los parámetros de área mínima y circularidad determinados. El programa devuelve automáticamente los resultados en un archivo de texto.

De entre todos los resultados que proporciona ImageJ, se seleccionó el análisis denominado *fit ellipse*. Este procedimiento aproxima cada partícula a una elipse y proporciona varios parámetros geométricos: la diagonal mayor, la diagonal menor y el ángulo de orientación. En este trabajo se utilizó la diagonal mayor para obtener la dimensión más larga de cada carburo, ya que resulta el criterio más representativo para caracterizar su tamaño. Además, también se recogió el valor de área y el perímetro asociado a cada partícula, para calcular la circularidad de cada partícula, lo que permitió evaluar la forma y grado de irregularidad de los carburos detectados.

El proceso es semiautomático, únicamente es necesario abrir cada imagen en ImageJ y ejecutar la macro, de modo que el análisis de todas las partículas se completa de manera rápida y consistente. Para cada muestra se analizaron cinco micrografías, cuyos resultados fueron posteriormente importados a una hoja de Excel.

En Excel se elaboraron histogramas clasificando los carburos en función de su longitud máxima, agrupándolos en intervalos de 0,2 micras. Además, se calculó la circularidad de cada carburo mediante la expresión:

$$Circularidad = 4 * \pi * \frac{\text{Área}}{\text{Perímetro}^2}$$

Los valores de circularidad se promediaron para cada intervalo de longitud máxima del histograma. De este modo, la representación permite relacionar simultáneamente el tamaño de las partículas con su morfología media.

La Figura 42 muestra un ejemplo de este análisis para la muestra 1.1. En el eje X se dispone la longitud máxima de los carburos, en intervalos de 0,2 μm , mientras que el eje Y primario se indica la frecuencia de aparición de cada clase de tamaño. Sobre un eje Y secundario se representa la circularidad, expresada como un valor adimensional entre 0 y 1, en intervalos de 0,1, lo que permite seguir su evolución media en cada tramo del histograma.

La combinación de ambos parámetros facilita el estudio conjunto de la distribución de tamaños y de la morfología de los carburos, proporcionando una visión más completa de su comportamiento.

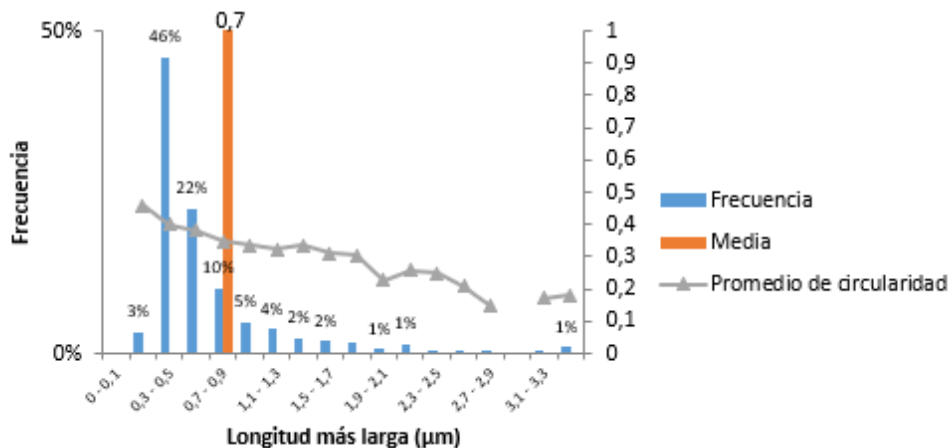


Figura 42. Histograma obtenido para la muestra 1.1.

Esta información constituye la base sobre la que, en el apartado de discusión, se abordará la interpretación de la teoría de formación de carburos y las diferencias entre las distintas muestras, tanto las obtenidas del cilindro de producción como las generadas en el laboratorio.

5 RESULTADOS

A continuación, se presentan los resultados obtenidos en todos los ensayos realizados y en el análisis de carburos con ImageJ.

5.1 ENSAYOS DE DUREZAS

En la siguiente Tabla se presentan los valores de dureza Vickers (HV10) obtenidos en las cinco muestras. Adicionalmente, se representan gráficamente estos valores.

Muestra	Dureza (HV10)					Dureza Media (HV10)	Desviación estándar
2	459	480	464	465	461	466	8
3	470	462	474	463	473	468	6
2.2	594	602	590	580	588	591	8
1.2	572	579	573	588	593	581	9
1.1	514	503	530	496	503	509	13

Tabla 6. Ensayos de durezas.

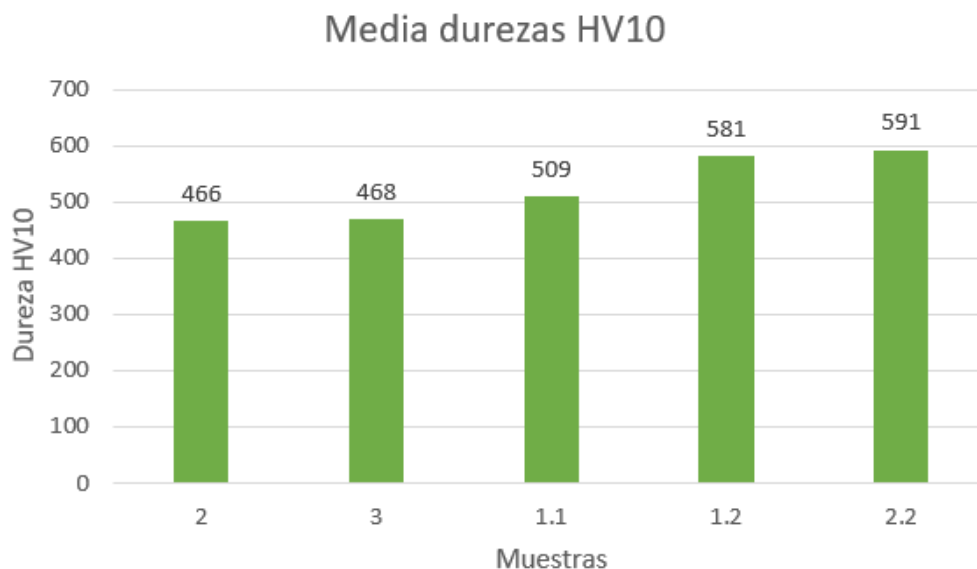


Figura 43. Comparativa de durezas Vickers HV10.

La dureza de las muestras 2 y 3 (muestras del cilindro real) es considerablemente más baja que la de las muestras sintéticas 1.1, 1.2 y 2.2.

5.2 MICROSCOPIA ÓPTICA

Todas las imágenes tomadas en el microscopio óptico se encuentran en el Anexo, en este apartado únicamente se ha incluido una imagen representativa de cada muestra.

- **Muestra 2:**

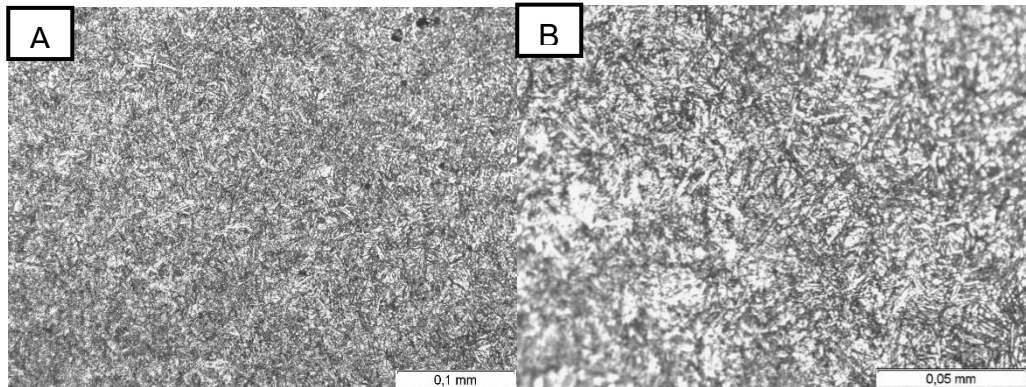


Figura 44. Microscopía óptica de la muestra 2: A (200 aumentos) y B (500 aumentos).

Se aprecia martensita acicular revenida con trazas de bainita y carburos de pequeño tamaño dispersos en la matriz.

- **Muestra 3:**

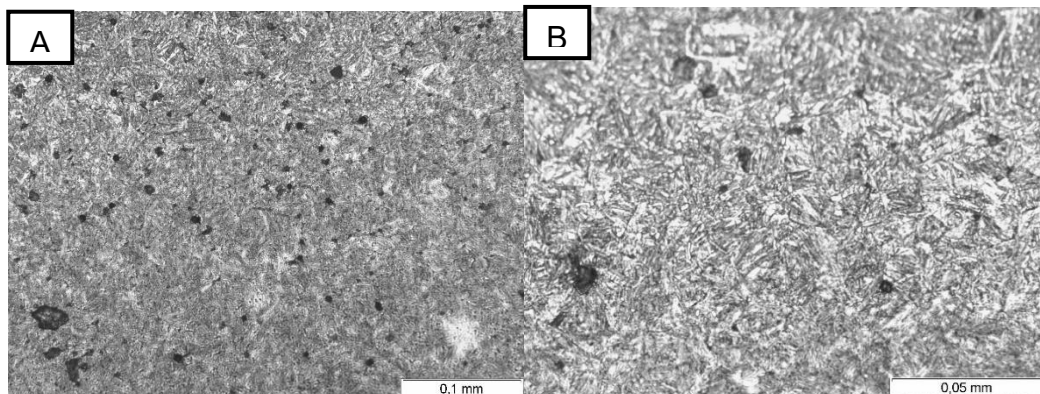


Figura 45. Microscopía óptica de la muestra 3: A (200 aumentos) y B (500 aumentos).

Se aprecia en la Figura 45 A un desenfoque en la parte inferior, por lo que sólo podemos fijarnos en la parte superior. Si comparamos con la muestra 2, esta muestra presenta una estructura más fina. Esto se puede ver al comparar la zona de segregación negativa de la muestra 3 con la micrografía de la muestra 2. En la primera se aprecia una mayor proporción de áreas con tonalidades grises al magnificar Figura 45 B se muestra como finísimas partículas interfieren con la luz del microscopio.

- **Muestra 1.1:**

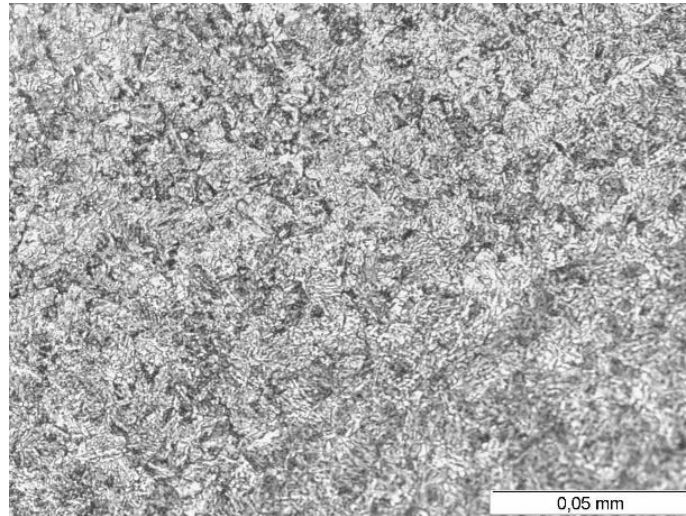


Figura 46. Microscopía óptica de la muestra 1.1 a 500 aumentos.

Presenta una microestructura de martensita revenida y hay bainita. También hay una pequeña presencia de perlita.

- **Muestra 1.2:**

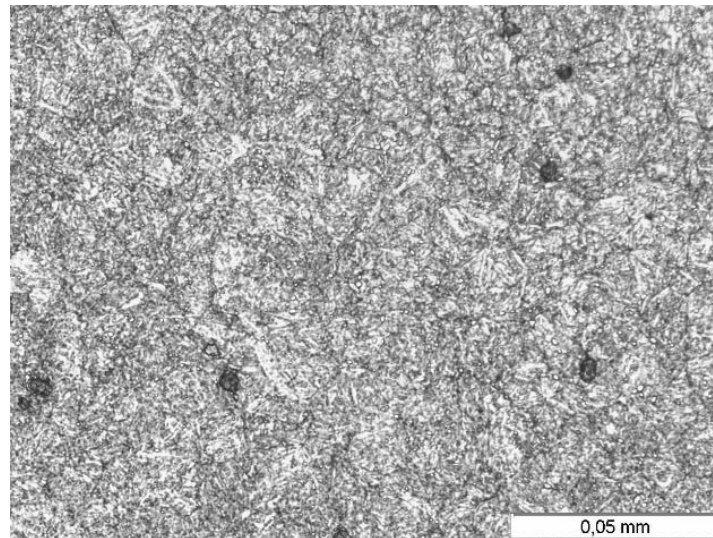


Figura 47. Microscopía óptica de la muestra 1.2 a 500 aumentos.

Microestructura muy similar a la muestra 1.1 aunque algo más grosera. La proporción de perlita disminuye.

- **Muestra 2.2:**

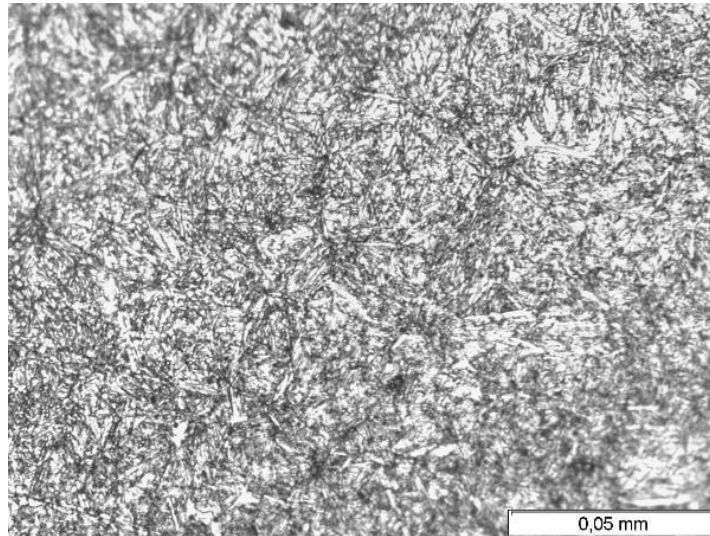


Figura 48. Microscopía óptica de la muestra 2.2 a 500 aumentos.

Presencia de martensita y bainita aún más grosera, cantidad de perlita similar a la muestra 1.2 y menor número de carburos.

5.3 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM)

A continuación, se van a presentar los resultados obtenidos en las dos sesiones realizadas de SEM.

5.3.1 Muestras sin atacar

- **Muestra 2:**

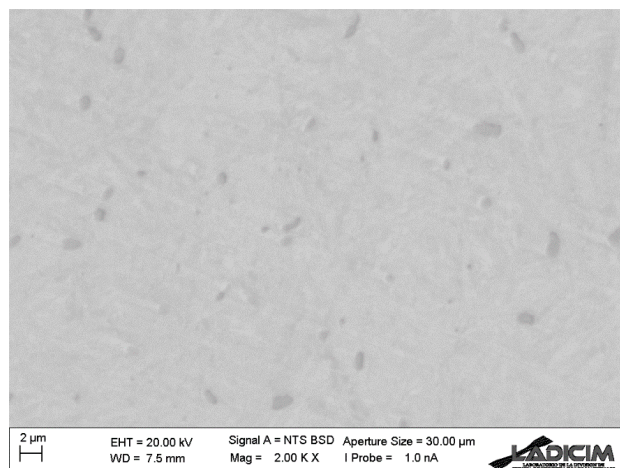


Figura 49. Carburos presentes en la muestra 2.

En esta muestra encontramos pocos carburos primarios y poca presencia de carburos pequeños.

- **Muestra 3:**

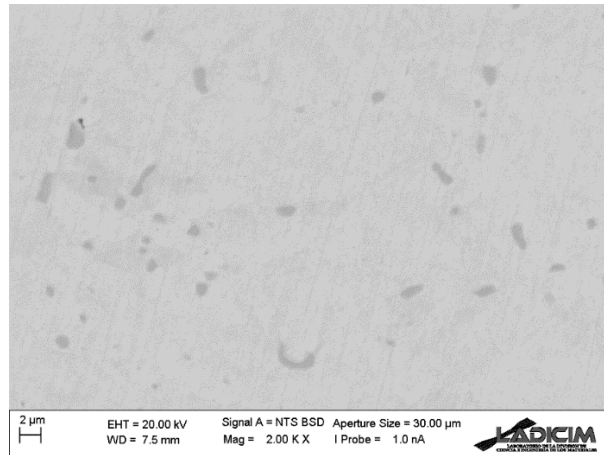


Figura 50. Carburos presentes en la muestra 3.

En esta muestra encontramos presencia de carburos similar a la muestra 2 y también hay poca presencia de carburos pequeños.

- **Muestra 1.1:**

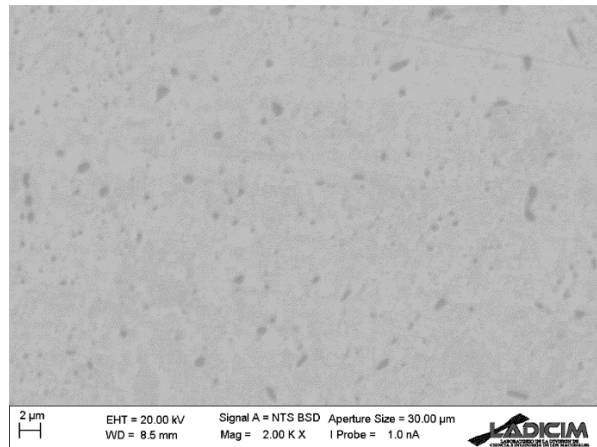


Figura 51. Carburos presentes en la muestra 1.1.

En esta muestra encontramos una gran cantidad de carburos y destaca la gran presencia de carburos pequeños.

- **Muestra 1.2:**

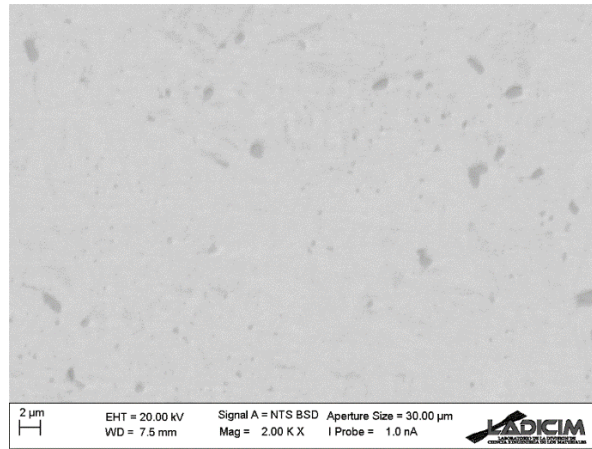


Figura 52. Carburos presentes en la muestra 1.2.

En esta muestra encontramos menos carburos que en la muestra 1.1 y también hay gran presencia de carburos pequeños.

- **Muestra 2.2:**

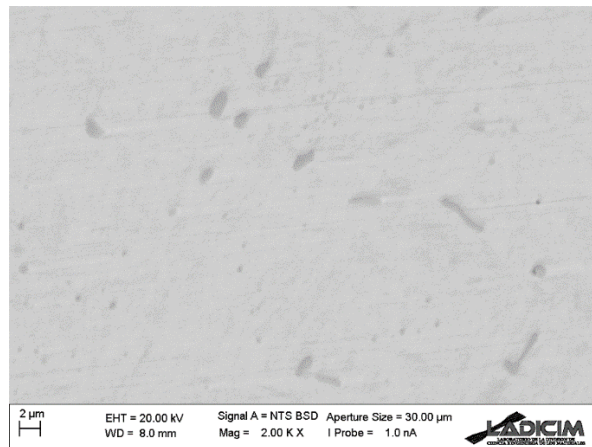


Figura 53. Carburos presentes en la muestra 2.2.

En esta muestra encontramos menos carburos que en la muestra 1.1 y 1.2 y también se reduce la presencia de carburos pequeños.

5.3.2 Muestras atacadas químicamente

A continuación, se presentan las micrografías tomadas en modo electrones secundarios (izquierda) y retrodispersados (derecha).

- **Muestra 2:**

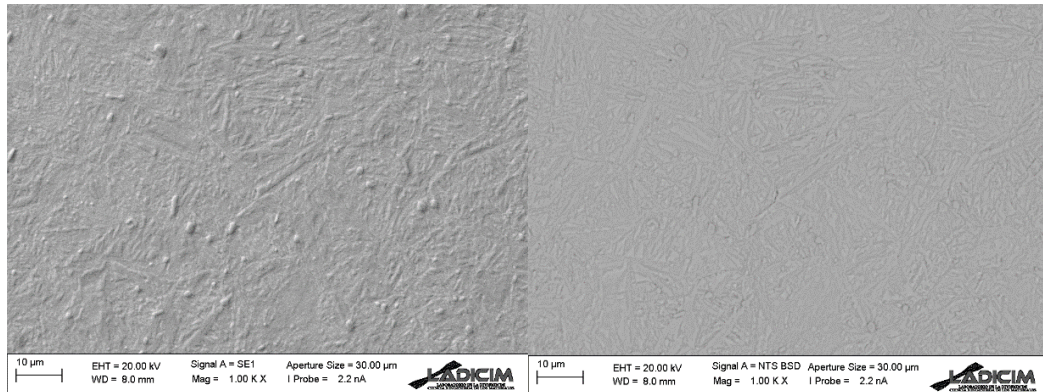


Figura 54. Micrografía electrónica de la muestra 2.

Martensita con presencia de carburos.

- **Muestra 3:**

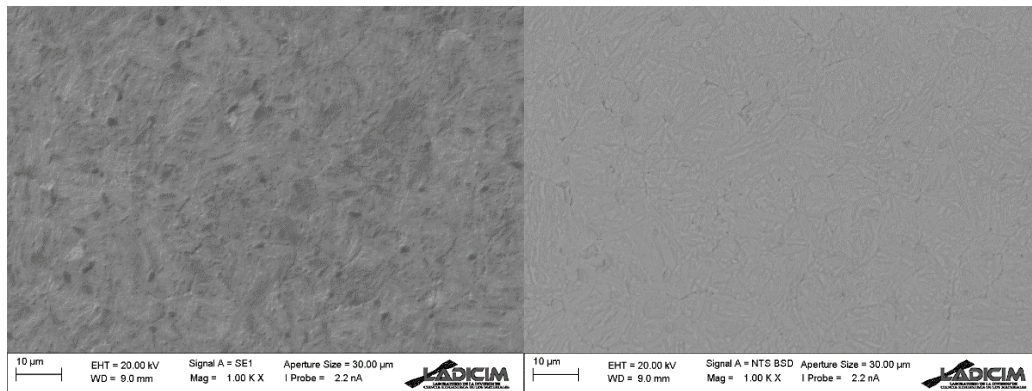


Figura 55. Micrografía electrónica de la muestra 3.

Presenta más bainita que la muestra 2.

- **Muestra 1.1:**

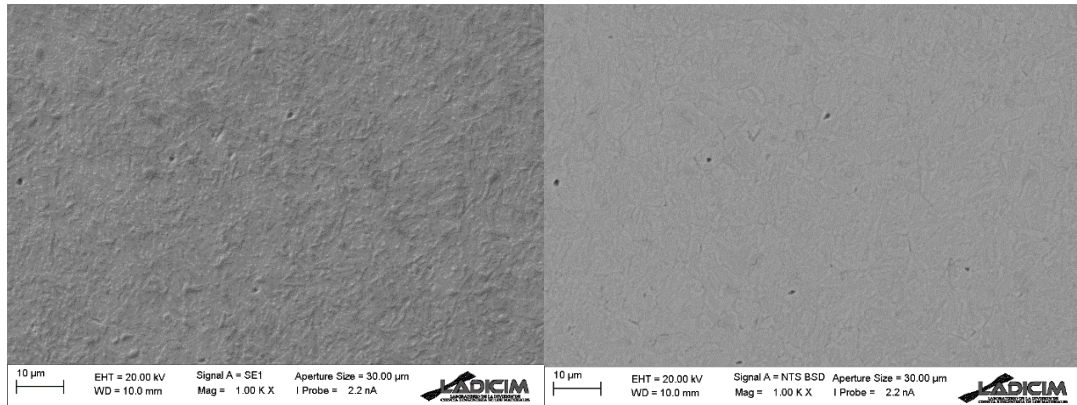


Figura 56. Micrografía electrónica de la muestra 1.1.

Se observa presencia de martensita y bainita.

- **Muestra 1.2:**

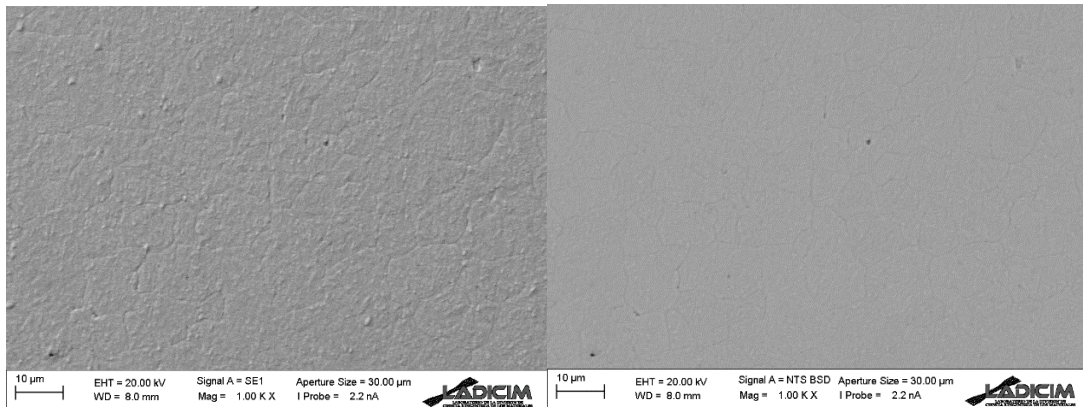


Figura 57. Micrografía electrónica de la muestra 1.2.

Presencia de martensita y bainita, tamaño de grano de 8 micras aproximadamente, más grande que el de la muestra 1.1.

- **Muestra 2.2:**

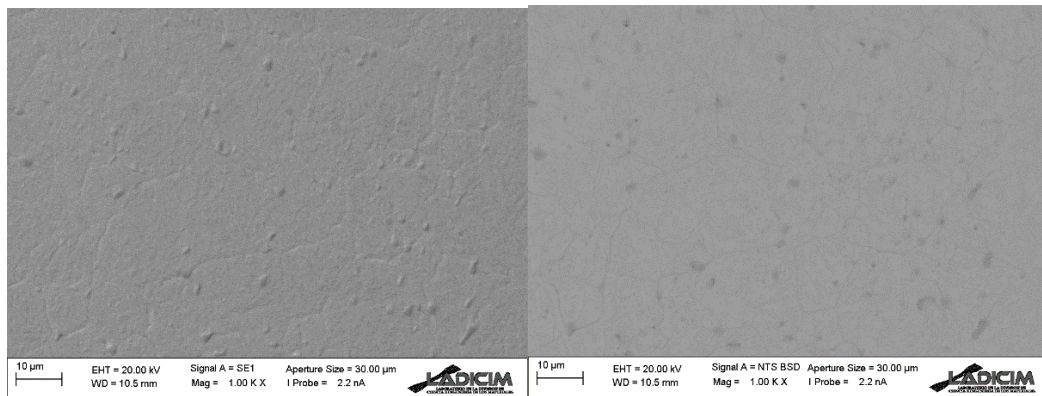


Figura 58. Micrografía electrónica de la muestra 2.2.

Estructura martensítica fundamentalmente, tamaño de grano mayor que la muestra 1.2.

5.3.3 ESPECTROSCOPIA DE ENERGÍA DISPERSIVA (EDS)

Se han realizado análisis de la composición de los carburos de todas las muestras, obteniendo resultado parecidos, el Cromo es el elemento predominante en todos los carburos, en el apartado de Anexo se presentan todos los análisis EDS realizados.

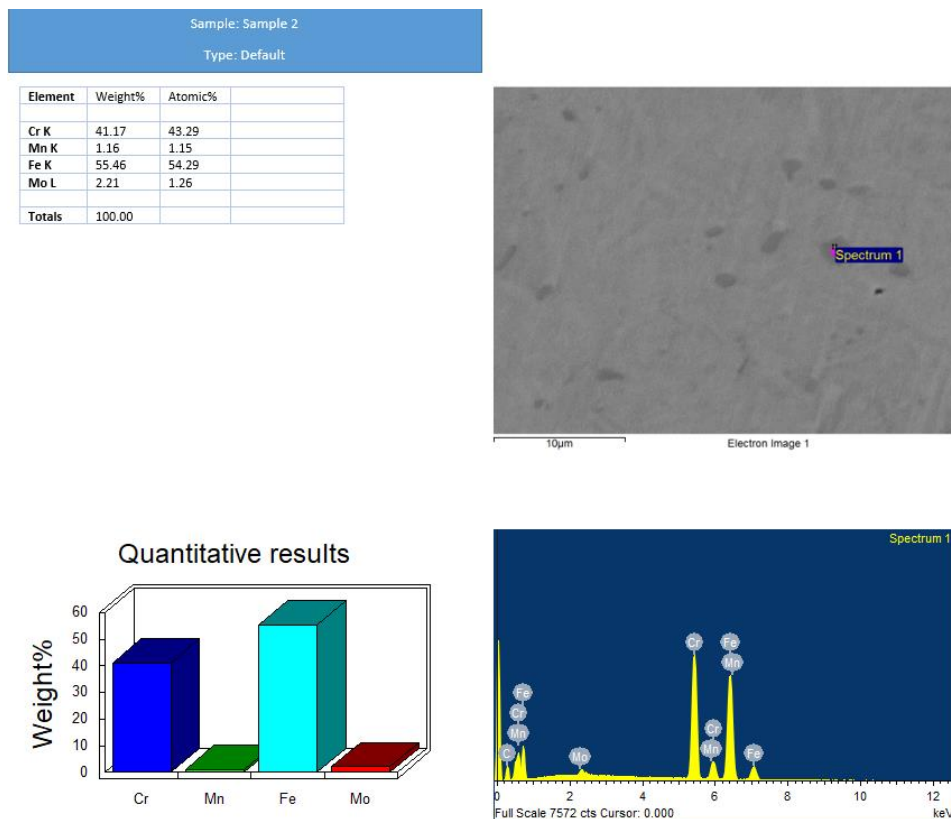


Figura 59. EDS de un carburo de la muestra 2.

Muestra	%Peso Cr	%Peso Mn	%Peso Fe	%Peso Mo
2	41,17	1,16	55,46	2,21
3	33,21	1,26	64,04	1,49
2.2	42,51	1,28	54,27	1,93
1.2	33,42	1,08	63,75	1,75
1.1	40,18	1,25	56,56	2,01

Tabla 7. Composición de los carburos de las 5 muestras.

Todos los carburos de las muestras tienen composiciones similares, tienen sobre un 40 % de Cr, que es el principal formador de carburos; alrededor de un 56 % de Fe, que también entra en los carburos y constituye la base; cerca de un 2 % de Mo, que se incorpora parcialmente reforzando los carburos; y aproximadamente un 1 % de Mn, que participa en menor medida. Con esta composición, los carburos que se forman son principalmente del tipo M_7C_3 y $M_{23}C_6$ ricos en cromo, con sustitución parcial de Fe, Mo y Mn.

6 DISCUSIÓN DE RESULTADOS Y CONCLUSIONES

En primer lugar, se observa que la dureza de las muestras sintéticas resulta superior a la de las muestras del cilindro de producción. Esta diferencia puede atribuirse, por un lado, a los mayores tiempos de residencia de las muestras del cilindro tanto en la etapa de austenización como en el revenido, lo que favorece varios mecanismos de caída de la dureza, como son el crecimiento de grano austenítico o la relajación de la estructura de temple. Se cree que, en las probetas sintéticas, los carburos precipitados durante el revenido deben ser más finos, debido a la poca duración del revenido. Esto conlleva un endurecimiento del material por precipitación, que seguramente sea mayor que en el caso del cilindro de producción. En contraste, en las muestras del cilindro de producción, la mayor duración del revenido provoca un engrosamiento de los carburos y su expulsión parcial de la red cristalina, reduciendo así su capacidad de contribuir al endurecimiento.

El comportamiento de las probetas sintéticas muestra un incremento progresivo de la dureza con la temperatura de austenización. Este resultado es coherente con lo esperado, dado que temperaturas de austenización más elevadas favorecen la templabilidad, no solo por promover un mayor crecimiento de grano, sino también por el retraso de la transformación bainítica y el aumento de la temperatura M_s . Adicionalmente y, como se ha comentado en el párrafo anterior, existe un endurecimiento adicional debido a los finísimos carburos secundarios. Es de esperar que este endurecimiento sea mayor en el caso de las temperaturas más elevadas, dónde existe una mayor disolución.

En la siguiente tabla se presentan el número de carburos que hay en cada muestra y su densidad:

Muestra	Temperatura estimada de austenización (°C)	Número de carburos	Densidad ($\frac{n^{\circ} \text{ de carburos}}{\mu m^2}$)
3	950	425	0,19
2	961	364	0,16
2.2	1000	306	0,13
1.2	950	643	0,28
1.1	900	867	0,38

Tabla 8. Número de carburos presentes en cada muestra.

En cuanto al análisis de las muestras del cilindro de producción, la observación conjunta de los datos recogidos en la Tabla 8 y la Figura 60 permite concluir que, a pesar de existir una disolución de carburos mayor conforme nos acercamos a la superficie de la tabla, las distribuciones de tamaño de los carburos permanecen prácticamente inalteradas, si cabe aumentando levemente el tamaño promedio en la muestra 3 respecto a la 2. La mayor disolución en la muestra 2 se evidencia al comparar la cantidad total de carburos detectados, que es de 364 en este caso frente a los 425 en el caso de la muestra 3. Curiosamente y, contra lo que cabría esperar, la distribución de tamaños resulta muy similar entre ambas a pesar de la diferencia en el conteo de carburos. Una diferencia clara entre ambas es, en cualquier caso, la microestructura de la matriz: la muestra 2 presenta una martensita de láminas más groseras que la muestra 3 en la que, además, comienza a aparecer una cierta proporción de perlita, que se revela como islas de color oscuro, esto se observa en la Figura 44 y la Figura 45. Esto se entiende que guarda relación tanto con el proceso de austenización como con el temple posterior. Como se ha mencionado con anterioridad, mayores temperaturas de austenización promueven la templabilidad, que no es otra cosa que la mayor tendencia a la formación de martensita. Adicionalmente, al formarse a temperaturas más altas, la martensita es normal que presente una estructura más grosera, puesto que el tamaño de grano de partida es mayor en el caso de la muestra 2. Por último, la mayor presencia de perlita en la muestra

3 es de nuevo una indicación de la menor velocidad de enfriamiento que ha experimentado esta zona durante el temple.

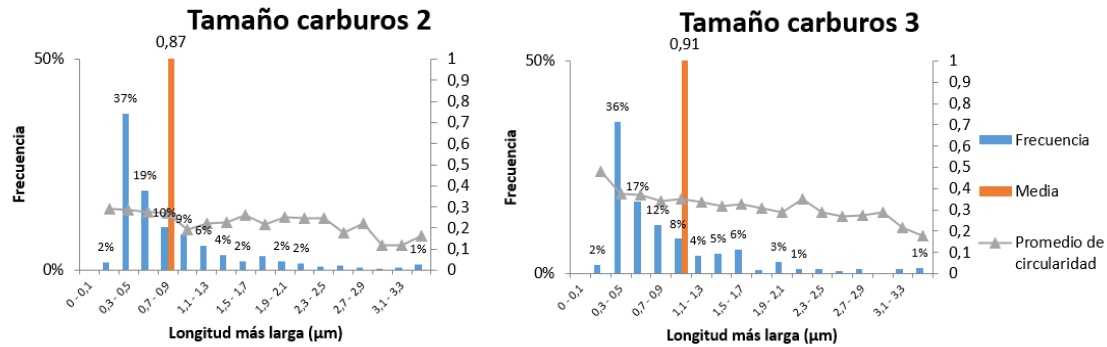


Figura 60. Distribución de carburos de las muestras del cilindro de producción.

En el caso de las muestras sintéticas, lo primero que se evidencia al observar conjuntamente los tres gráficos de la Figura 61 es que existe una aparente relación directa entre el tamaño promedio de los carburos y la temperatura de austenización. Además, se ve que esta tendencia no es lineal, sino que el cambio entre las muestras 1.1 y 1.2 es menor que entre éstas dos y la 2.2. En contraste, no se aprecia una diferencia de circularidad significativa entre los tres bloques, aunque sí se ve una misma tendencia en todos ellos donde los carburos más finos tienen un carácter más circular que los gruesos. En principio, la mayor o menor circularidad se atribuye al grado de disolución, siendo que los elementos más circulares han alcanzado geometrías de menor energía libre o más estables a consecuencia de la disolución de las aristas.

Para dar explicación a estas observaciones, los resultados deben discutirse en relación con la simulación realizada con el software JMatPro por Reinosa Forgings and Castings presentada en la Figura 14, así como los datos recogidos en la Tabla 8 más arriba.

Lo primero es dar explicación a la tendencia arriba indicada, donde los carburos son menos y más gruesos conforme sube la temperatura de austenización. Esto se explica mediante la hipótesis de que lo que observamos es únicamente el efecto de la temperatura en la disolución de los carburos primarios, y no un fenómeno mixto que involucra precipitación secundaria. El fundamento de esta hipótesis es que, habiendo llevado un revenido de menos de 5 horas de duración,

es improbable que los carburos secundarios de los bloques sintéticos alcancen un tamaño lo suficientemente grande durante su fase de crecimiento para poder ser observados en el SEM en las magnificaciones que se utilizan en este proyecto. Por tanto, toda la fracción fina de carburos observada en la Figura 61 debe ser un resto de los carburos primarios sin disolver, y la aparente subida de la proporción de gruesos en la muestra 2.2. es una consecuencia de la disminución de finos precisamente por la mayor disolución. La observación del conteo de carburos respalda de nuevo esta hipótesis, pasando de los 867 a los 306 conforme aumenta la temperatura de austenización.

En cuanto al salto notable en el número de carburos y cambio en la distribución de tamaños que se observa entre las muestras 1.2 y 2.2, se cree que puede guardar relación con la naturaleza de éstas partículas. Interpretando la información contenida en la Figura 14, se tiene que los carburos $M_{23}C_6$ se disuelven en torno a 950 °C, mientras que los M_7C_3 permanecen estables hasta aproximadamente 970 °C. Esto podría explicar la leve disolución observada entre las muestras 1.1 y 1.2 en comparación con la que después se registra en la 2.2. Habiendo superado el umbral de estabilidad de los carburos M_7C_3 en la muestra que ha sido tratada a 1000 °C, es de esperar exista un cambio cualitativo en este rango de temperaturas.

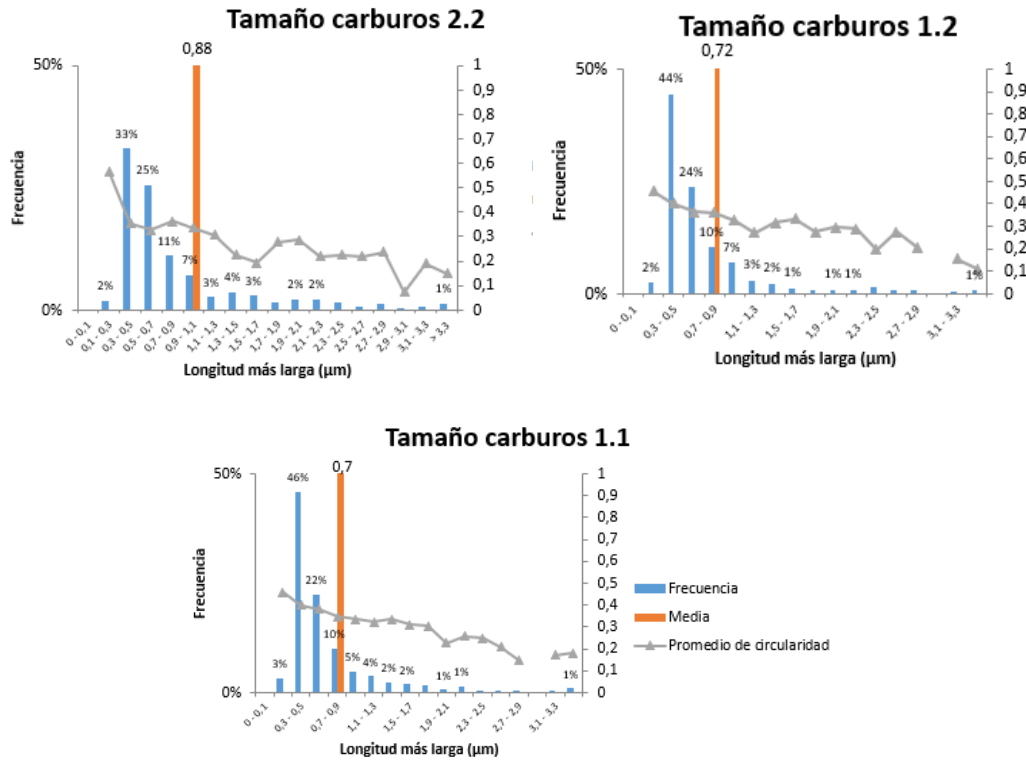


Figura 61. Distribución de carburos de las muestras sintéticas.

Volviendo a la comparativa de tendencias, cabe mencionar la aparente contradicción entre las observaciones de las muestras de producción y las sintéticas. Mientras la proporción de gruesos aumenta con la temperatura para las muestras sintéticas, ocurre lo contrario en el caso de producción. La explicación a esto pasa por resaltar la principal diferencia entre ambos casos: la duración de los tratamientos térmicos. Especialmente en el revenido, la duración es un factor muy importante a la hora de generar una determinada distribución de carburos. Es de esperar que, en el caso de las muestras de producción, donde el revenido ha sido mucho más largo e intenso, exista una mayor influencia de la precipitación secundaria. Esto significa que, a diferencia de lo comentado para las muestras sintéticas, sí se cree que la fracción más fina de carburos pueda ser en parte generada durante el revenido en el caso de las muestras de producción.

El último párrafo deja entrever la conclusión final del análisis crítico del método de generación de bloque sintéticos.

Al comparar las muestras sintéticas con las reales, se concluye que el tratamiento sintético no reproduce, cuando se practica con los parámetros de

temperatura y tiempo escogidos en este estudio, de forma fidedigna el proceso industrial. La naturaleza y cantidad de los carburos presentes en ambos casos no son directamente comparables, ya que en las muestras del cilindro de producción (2 y 3) se observa una tendencia en el tamaño promedio de los carburos que sólo puede explicarse mediante la existencia de una fracción significativa de carburos secundarios cuyo engrosamiento durante el revenido prolongado los hace visibles. En contraste, en las probetas sintéticas estos carburos secundarios no son detectables. No obstante, el empleo del software ImageJ ha resultado válido como herramienta de análisis. A pesar de las diferencias en los resultados, las tendencias observadas se explican en función del conocimiento previo sobre revenido y disolución de carburos, lo que confirma la utilidad y fiabilidad del método empleado para el recuento y caracterización de partículas.

7 RECOMENDACIONES A FUTURO

El presente trabajo ha permitido obtener conclusiones relevantes acerca del comportamiento de los carburos en las distintas condiciones de tratamiento térmico, si bien se identifican varias líneas de mejora para futuros estudios.

En primer lugar, debe señalarse la limitación encontrada en la caracterización de carburos, ya que el método de caracterización basado en SEM no permite distinguir con claridad entre los carburos no disueltos durante la austenización y aquellos formados por precipitación secundaria durante el revenido. Para solventar esta dificultad, se recomienda la aplicación de técnicas de microscopía avanzada, como EBSD (Electron Backscatter Diffraction), que posibiliten determinar la estructura cristalina de las partículas observadas. Esta información, combinada con las predicciones obtenidas mediante el software JMatPro teniendo en cuenta la secuencia y cinética de la precipitación durante el revenido, permitiría diferenciar con mayor fiabilidad cuáles de los carburos detectados corresponden a fases residuales y cuáles son producto de la precipitación secundaria.

En segundo lugar, se considera necesario ajustar el tratamiento térmico de los bloques sintéticos para acercarlo en mayor medida a las condiciones industriales. En este sentido, se recomienda la realización de un segundo revenido, de forma que el tiempo total de permanencia a la temperatura de tratamiento sea equivalente al aplicado en los cilindros de producción. De este modo, se favorecería la aparición de una precipitación secundaria comparable a la observada en el proceso real, lo que permitiría establecer una correlación más directa entre las microestructuras y propiedades mecánicas de ambos casos.

En conjunto, la implementación de estas recomendaciones contribuiría a mejorar la validez del método sintético y a obtener resultados más representativos del comportamiento industrial.

8 BIBLIOGRAFÍA

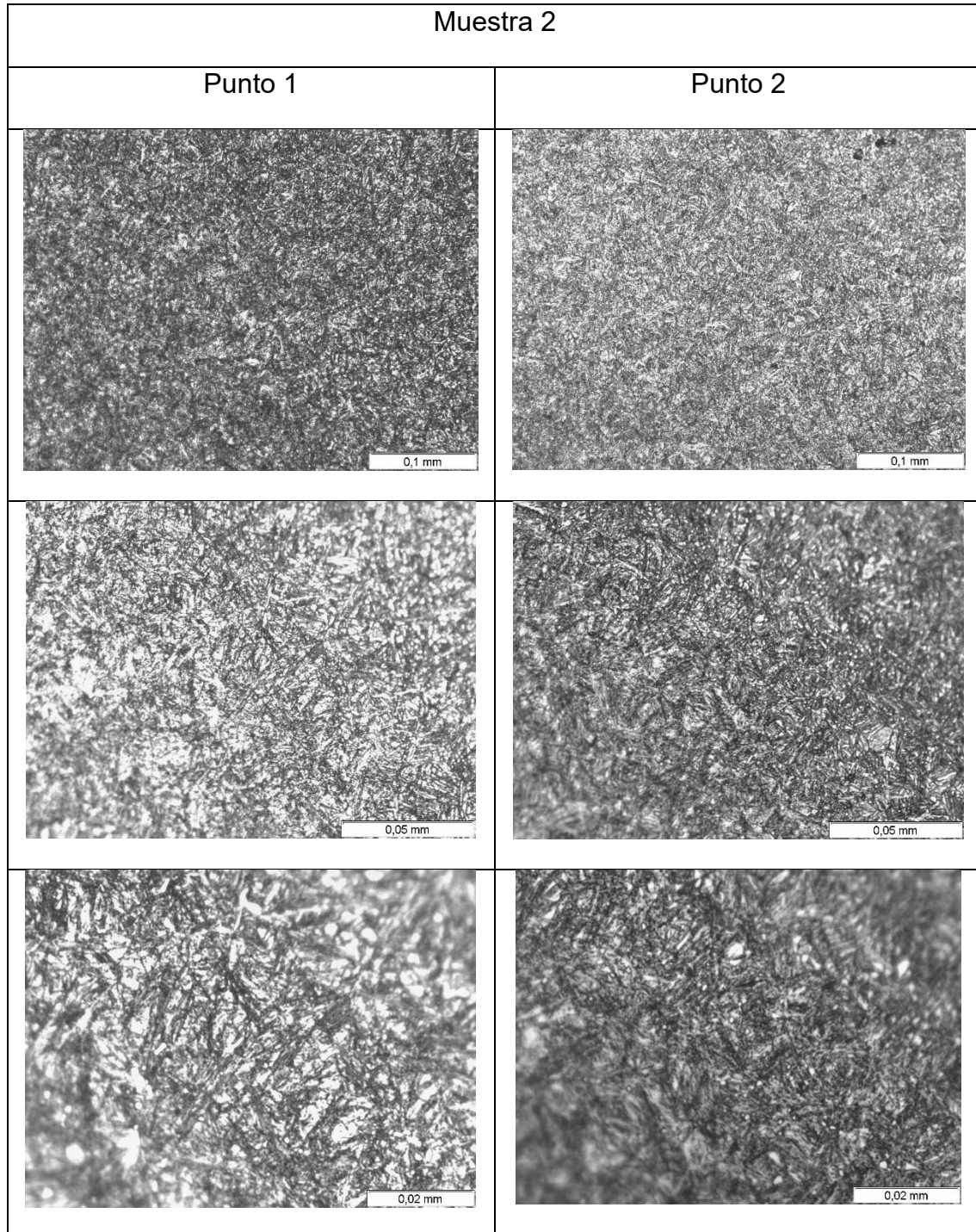
1. SPEER, John G., y GASTER, Robert J. Austenitizing in Steels. En: DOSSETT, J., y TOTTEN, G.E., eds. *ASM Handbook, Volume 4A: Steel Heat Treating Fundamentals and Processes*. Materials Park, OH: ASM International.
2. BHADESHIA, H. K. D. H. Advances in the Kinetic Theory of Carbide Precipitation. *Materials Science Forum*, vols. 426–432, 2003, pp. 35–42.
3. STEINHOFF, K., HECKMANN, C. J., y BRUNS, H. Modern Cold Roll Grades for Increasing Cold Rolling Requirements. Steinhoff GmbH & Cie. OHG.
4. SONG, X. Y., ZHANG, X. J., FU, L. C., YANG, H. B., YANG, K., y ZHU, L. Evaluation of microstructure and mechanical properties of 50Cr5NiMoV steel for forged back up roll. Tianjin Heavy Equipment Engineering Co., Ltd, China First Heavy Industries.
5. BOBYR, S. V., KROT, P. V., LOSCHKAREV, D. V., DEDIK, M. O., y SHARFNADEL, S. A. Study of phase transformations in the rolls of alloy steels during quenching based on finite-element model. Department of Structure Formation and Properties of Ferrous Metals; Department of Metals Forming Processes and Machines, Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov, National Academy of Sciences of Ukraine, Ukraine.
6. SCHRÖDER, Karl Heinrich. A basic understanding of the mechanics of rolling mill rolls.
7. ENRÍQUEZ BERCIANO, Jose Luis, TREMPs GUERRA, Enrique, DE ELÍO DE BENGY, Susana, y FERNÁNDEZ SEGOVIA, Daniel. Monografías sobre Tecnología del Acero. Parte IV: Laminación. Universidad Politécnica de Madrid.
8. TREMPs GUERRA, Enrique, y ENRÍQUEZ, José Luis. Moldeo de cilindros de laminación (Parte I). Universidad Politécnica de Madrid.
9. WYCZÓŁKOWSKI, Rafał, STRYCHALSKA, Dominika, y BAGDASARYAN, Vazgen. Correlations for the thermal conductivity of selected steel grades as a function of temperature in the range of 0–800 °C. Czestochowa University of Technology, Department of Production Management; Warsaw University of Life Sciences, Institute of Civil Engineering.

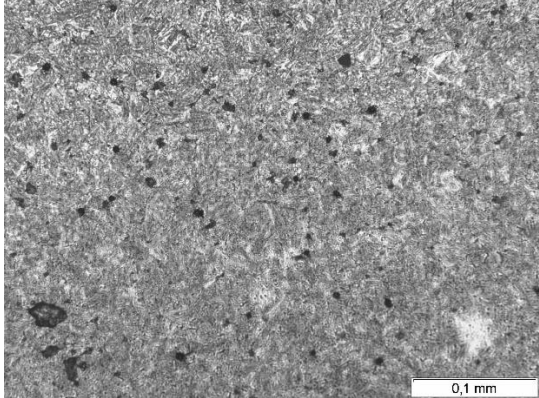
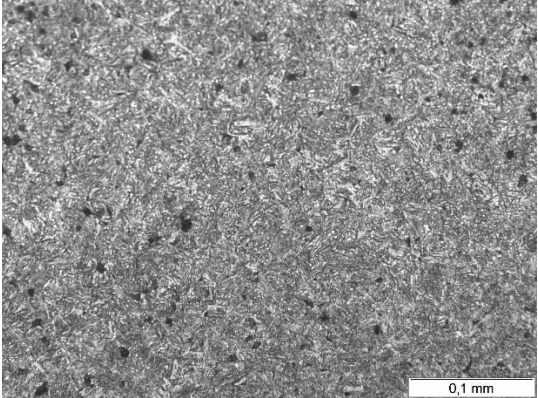
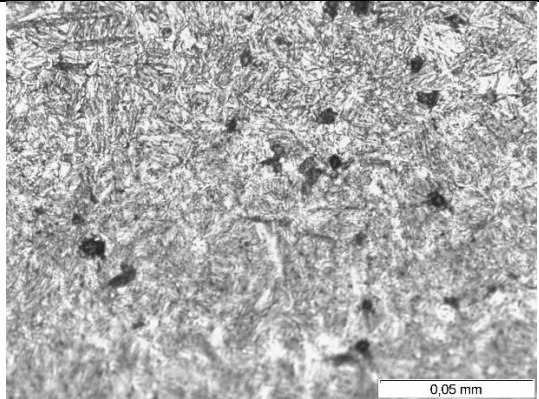
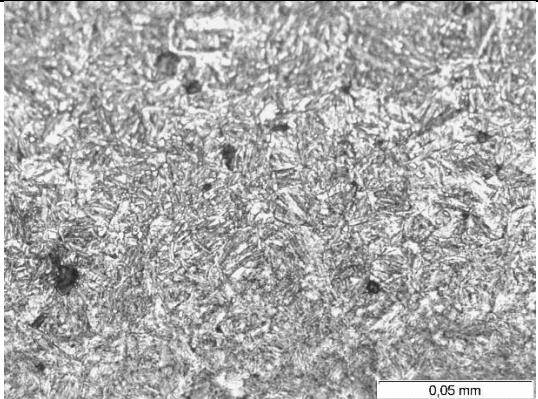
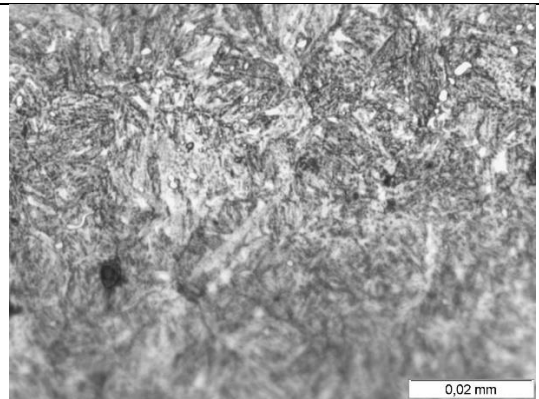
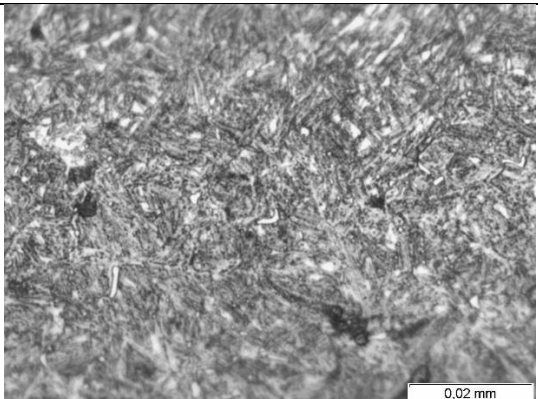
10. DEL BARRIO GONZALEZ, J. M., y GARCIA MENDIETA, E. Metalurgia del Acero. Módulo 1, capítulo 1.
11. DEL BARRIO GONZALEZ, J. M., y GARCIA MENDIETA, E. Metalurgia del Acero. Módulo 1, capítulo 2.
12. DEL BARRIO GONZALEZ, J. M., y GARCIA MENDIETA, E. Metalurgia del Acero. Módulo 2, capítulo 1.
13. DEL BARRIO GONZALEZ, J. M., y GARCIA MENDIETA, E. Metalurgia del Acero. Módulo 2, capítulo 2.
14. DEL BARRIO GONZALEZ, J. M., y GARCIA MENDIETA, E. Metalurgia del Acero. Módulo 2, capítulo 3.
15. DEL BARRIO GONZALEZ, J. M., y GARCIA MENDIETA, E. Metalurgia del Acero. Módulo 2, capítulo 4.
16. DEL BARRIO GONZALEZ, J. M., y GARCIA MENDIETA, E. Metalurgia del Acero. Módulo 2, capítulo 5.
17. DEL BARRIO GONZALEZ, J. M., y GARCIA MENDIETA, E. Metalurgia del Acero. Módulo 2, capítulo 6.
18. DEL BARRIO GONZALEZ, J. M., y GARCIA MENDIETA, E. Metalurgia del Acero. Módulo 3, capítulo 1.
19. DEL BARRIO GONZALEZ, J. M., y GARCIA MENDIETA, E. Metalurgia del Acero. Módulo 3, capítulo 2.
20. REINOSA Forgings & Castings. Quiénes somos. Disponible en: <https://reinosafc.com/language/en/quienes-somos-en/> [Accedido: 19 agosto 2025].
21. QATM. Qness 10 / 60 M Microdurometro. Disponible en: <https://www.qatm.com/es/productos/ensayos-de-dureza/microdurometro/qness-10-60-m/> [Accedido: 19 agosto 2025].
22. ICTSL. Microscopio binocular biológico BX-61, OLYMPUS®. Disponible en: <https://www.ictsl.net/productos/aparatos/microscopiobinocularbiologicobx61olympus.html> [Accedido: 19 agosto 2025].

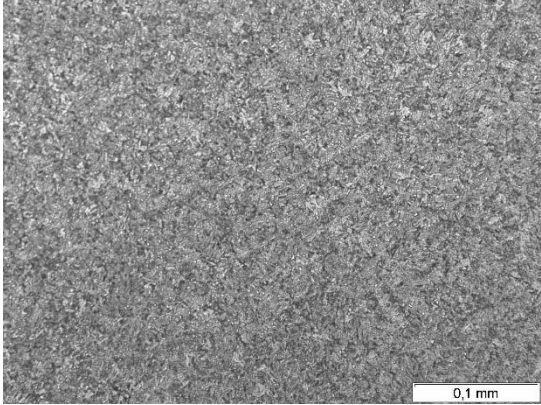
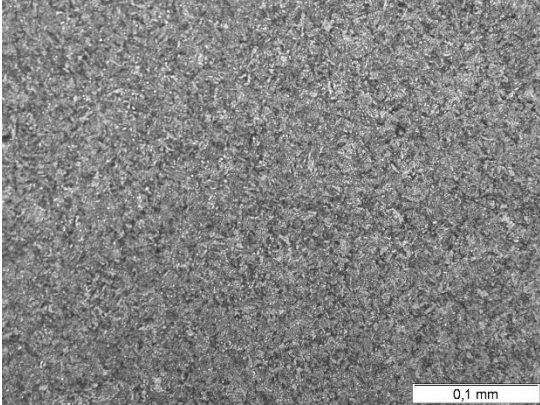
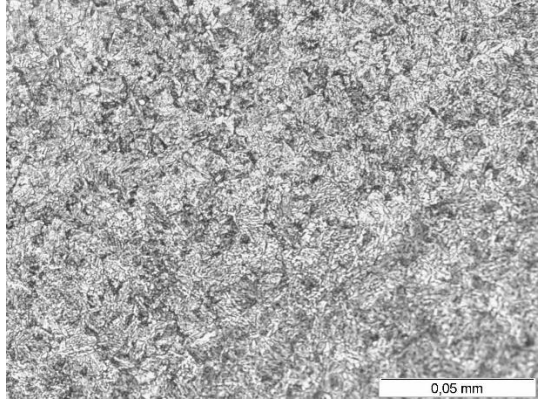
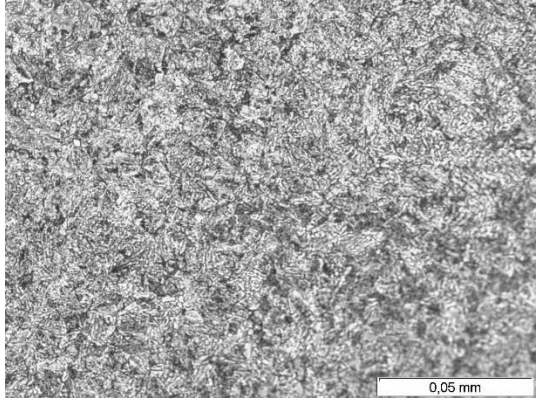
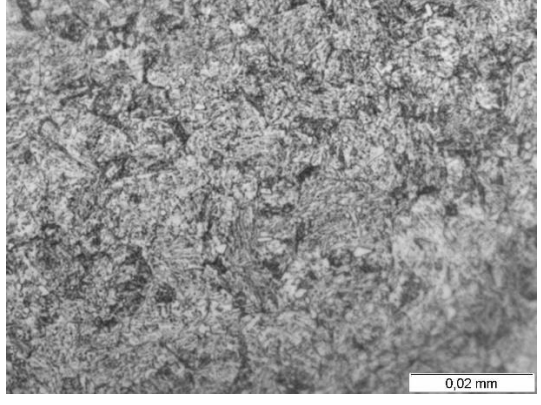
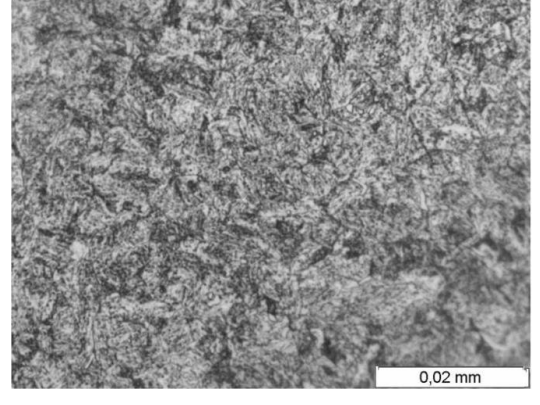
23. Andersson, J. O., Helander, T., Höglund, L., Shi, P., & Sundman, B. (2002). *Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science*. Calphad, 26(2), 273–312. [https://doi.org/10.1016/S0364-5916\(02\)00008-9](https://doi.org/10.1016/S0364-5916(02)00008-9).
24. Rapp, R. A. (1981). *The Physical Metallurgy of Stainless Steels*. Metals Park, OH: ASM International.
25. Callister, W. D. & Rethwisch, D. G. (2014). *Materials Science and Engineering: An Introduction* (9ª ed.). John Wiley & Sons.
26. MARTÍNEZ BAENA, M. y PALACIOS REPÁRAZ, J., 2009. *Tratamientos térmicos de los materiales metálicos*.

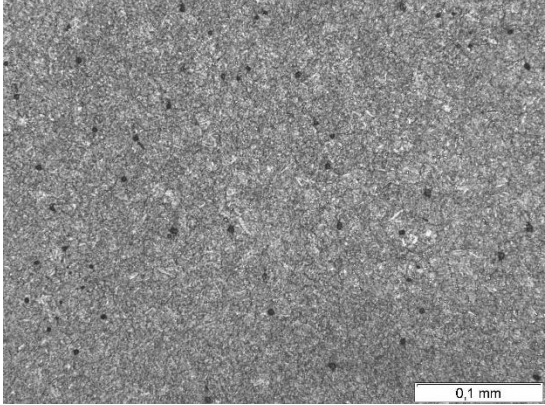
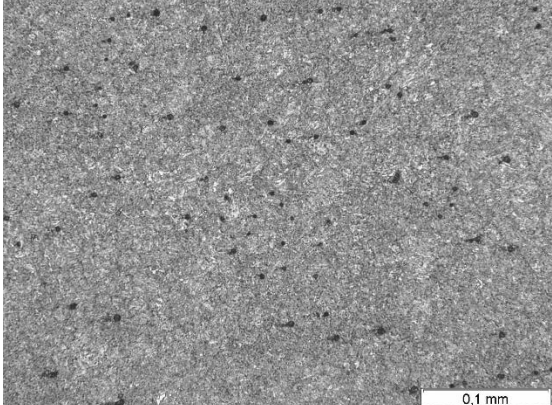
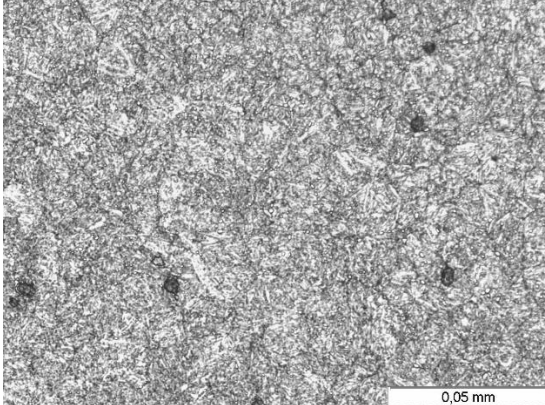
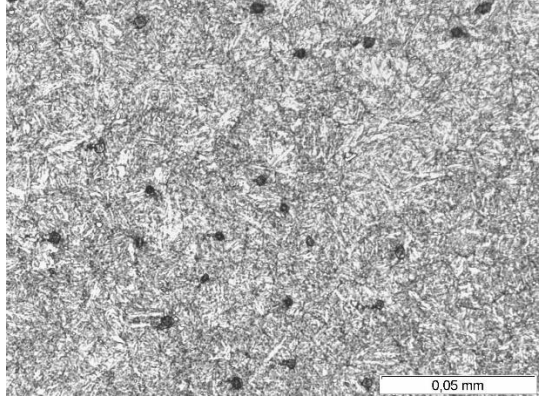
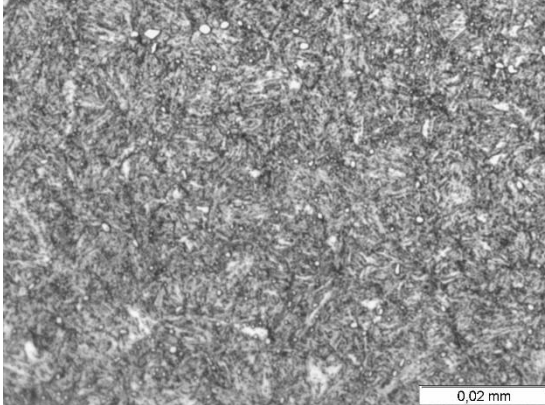
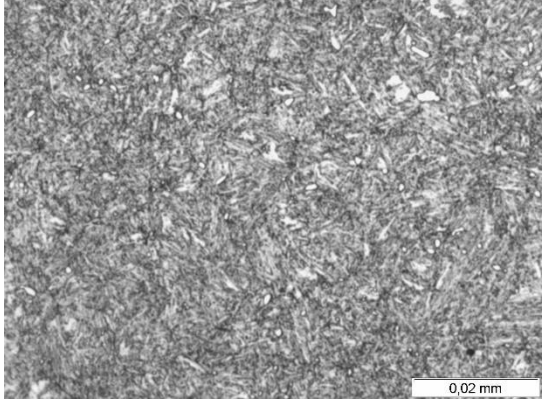
9 ANEXO

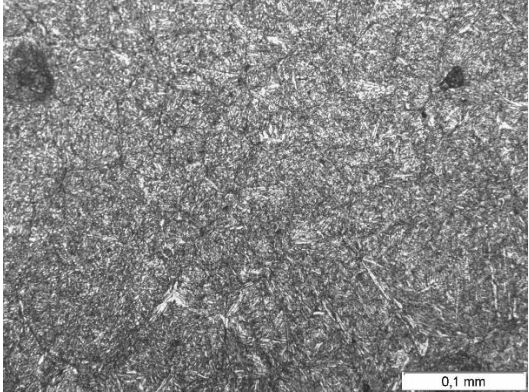
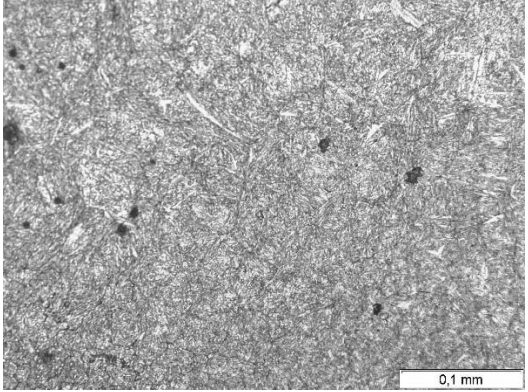
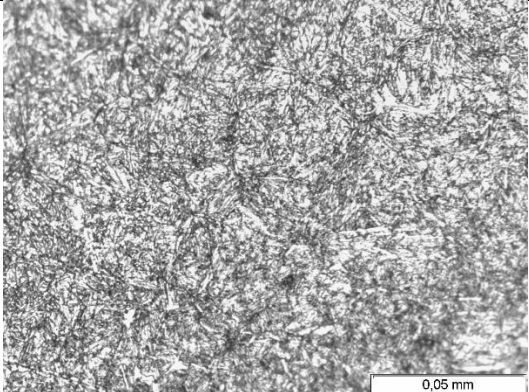
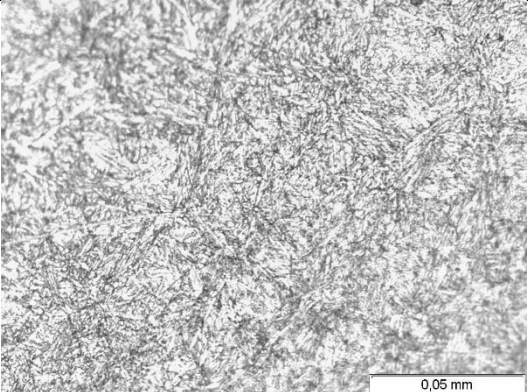
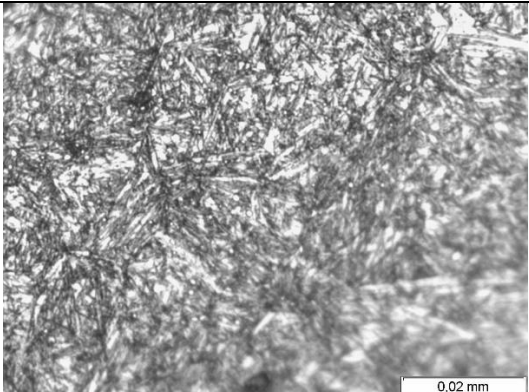
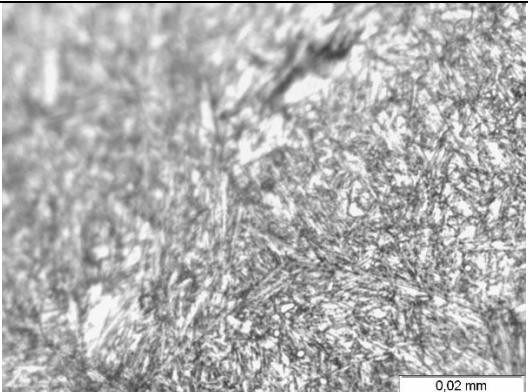
9.1 MICROSCOPIA ÓPTICA



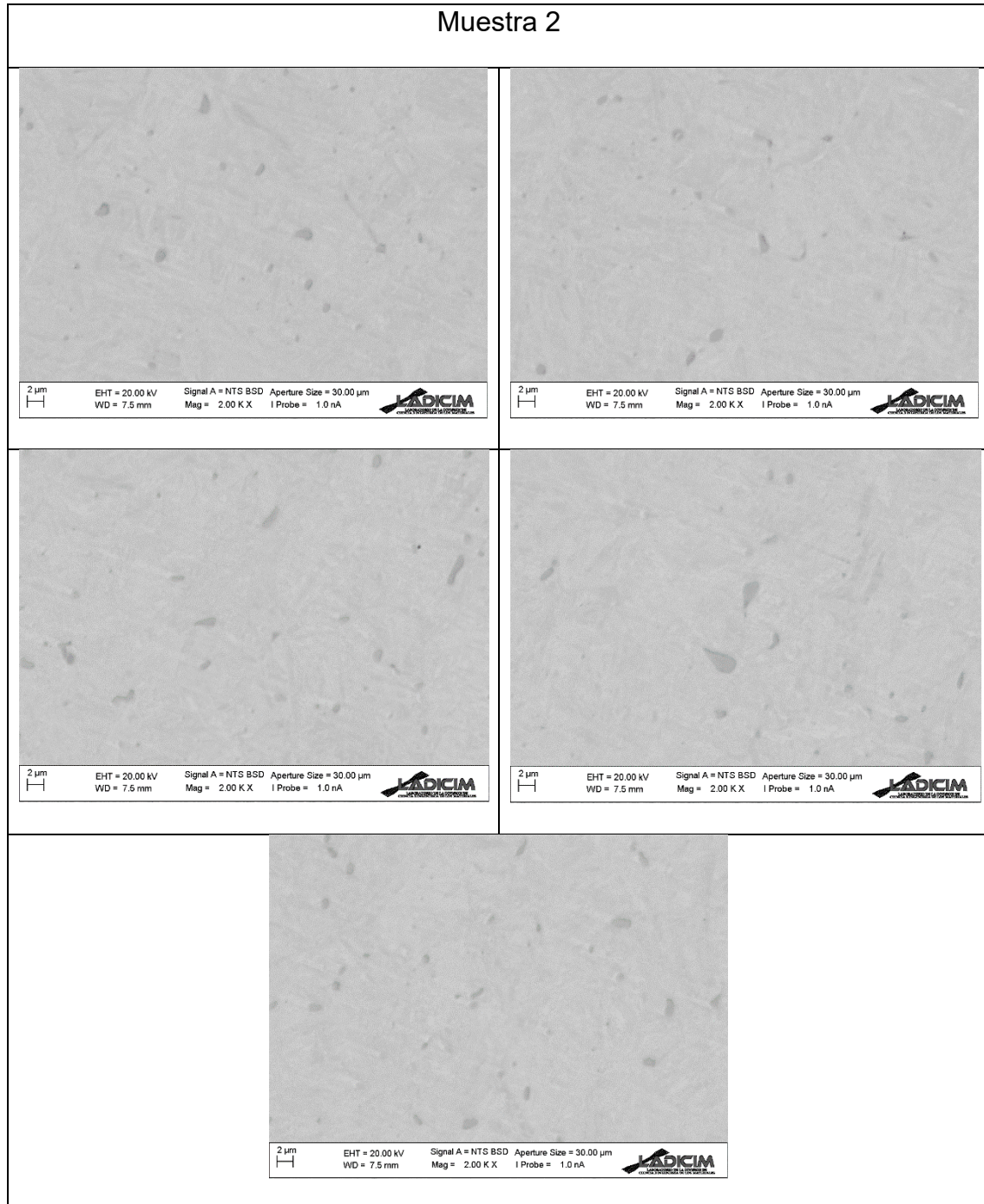
Muestra 3	
Punto 1	Punto 2
 0,1 mm	 0,1 mm
 0,05 mm	 0,05 mm
 0,02 mm	 0,02 mm

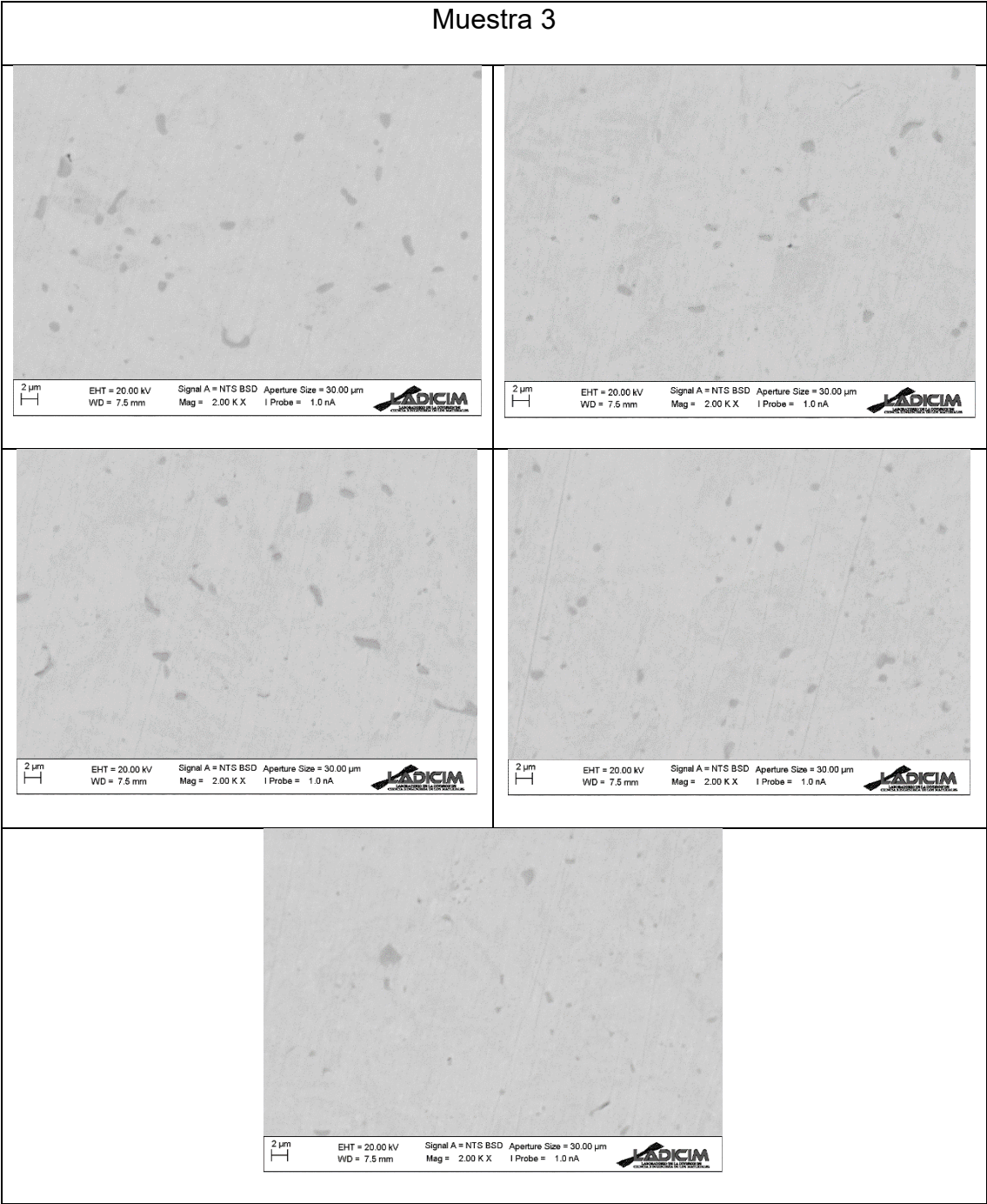
Muestra 1.1	
Punto 1	Punto 2
	
	
	

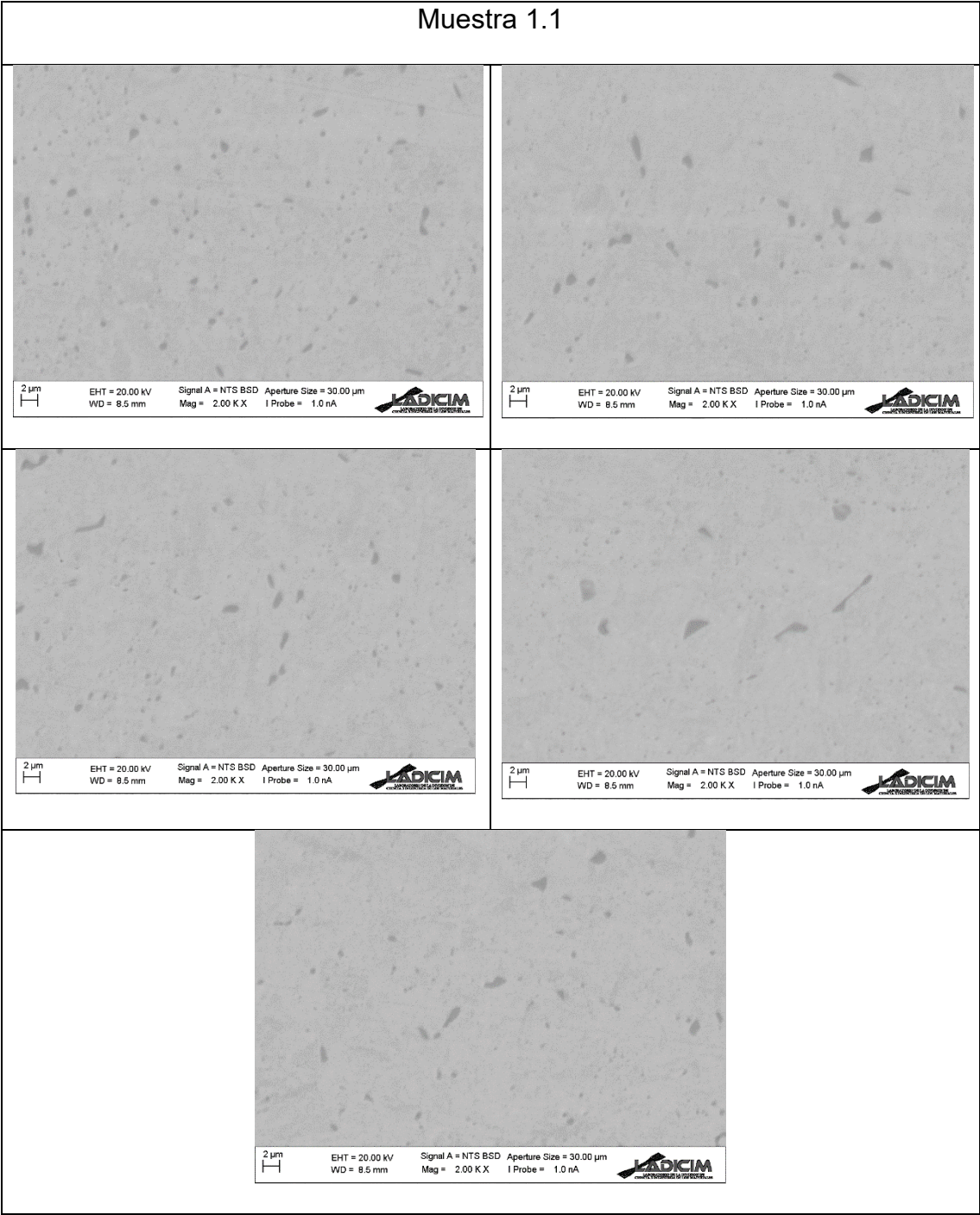
Muestra 1.2	
Punto 1	Punto 2
	
	
	

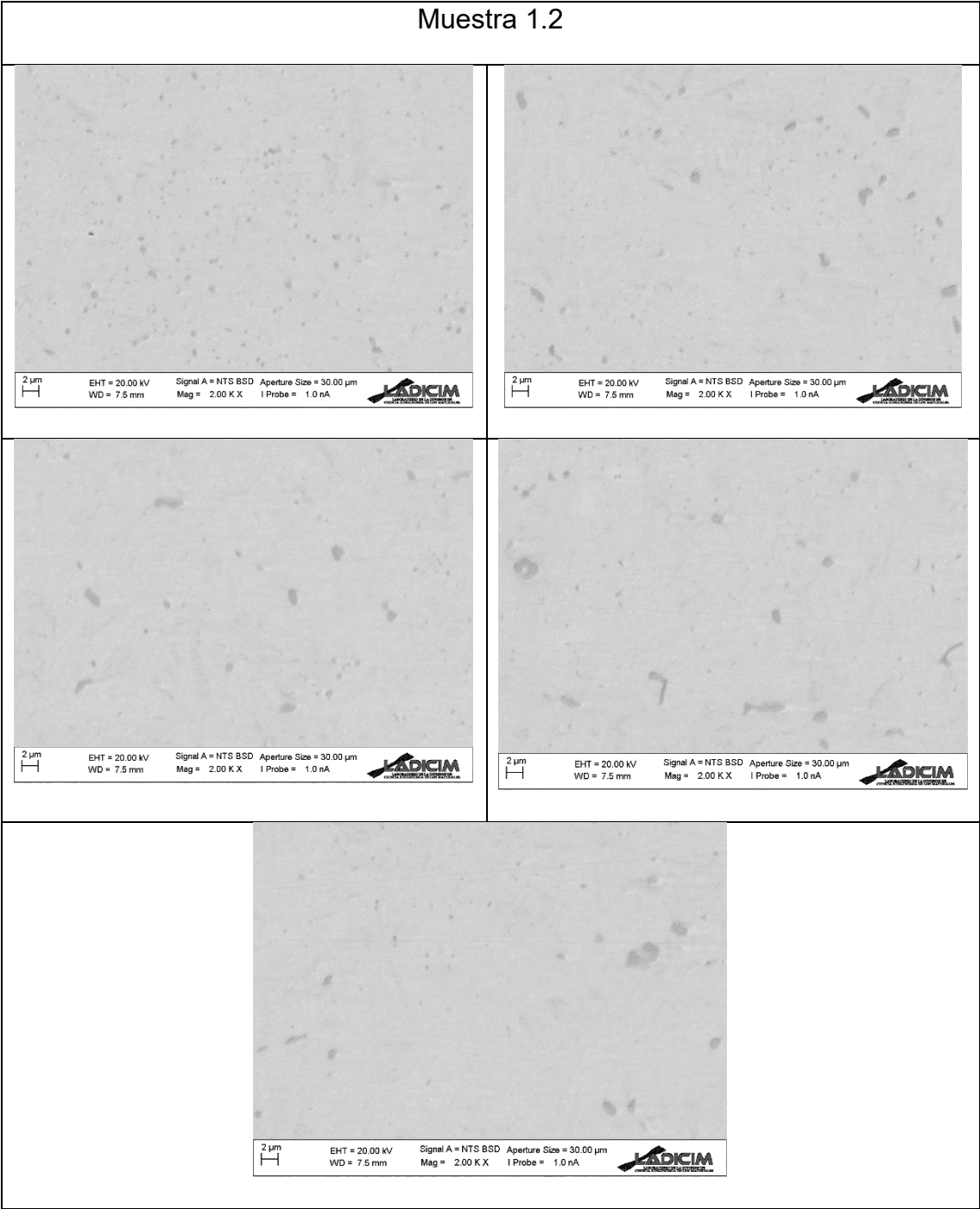
Muestra 2.2	
Punto 1	Punto 2
	
	
	

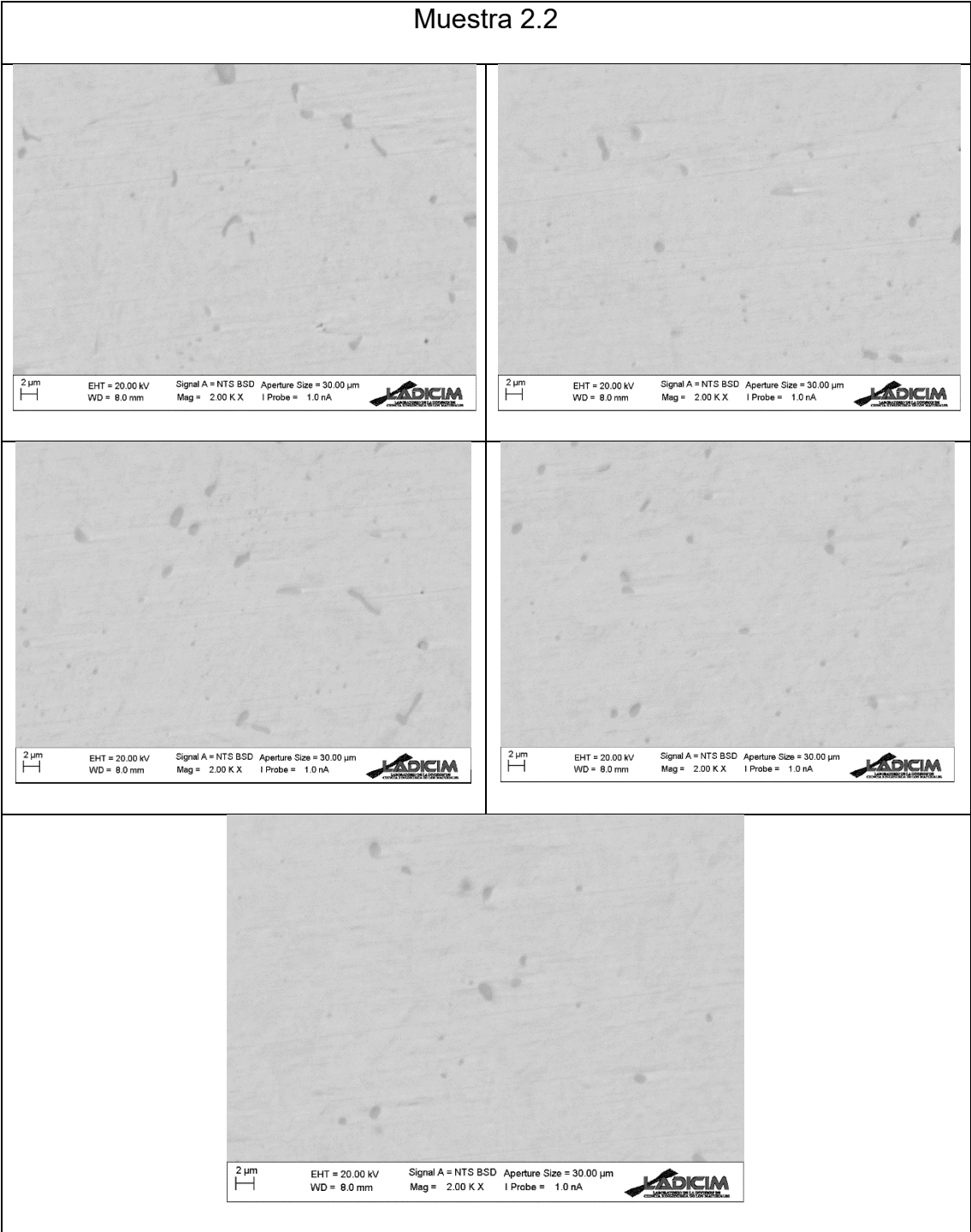
9.2 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA CON LAS MUESTRAS SIN ATACAR





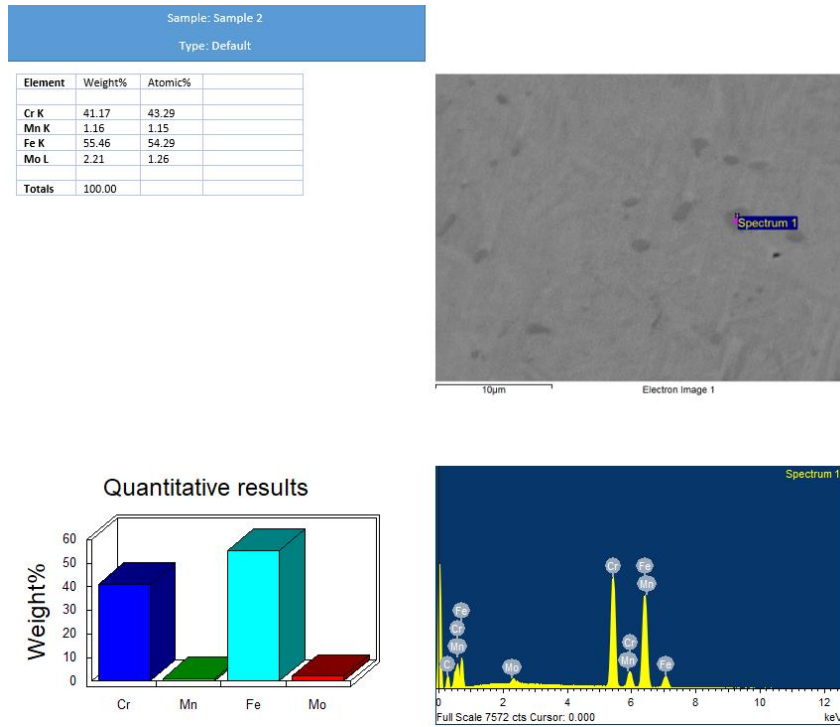




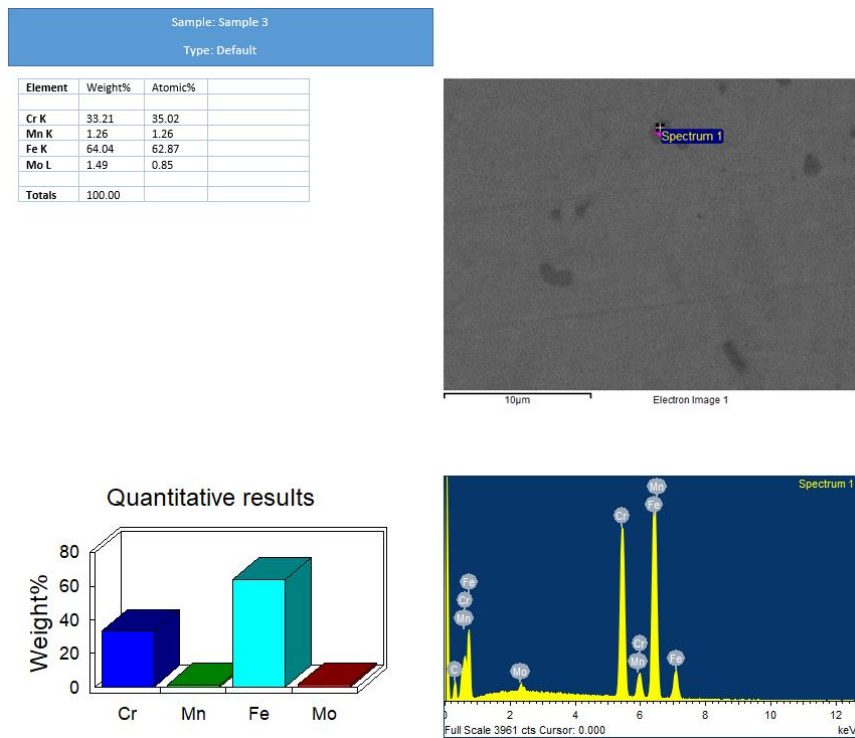


9.3 ESPECTROSCOPIA DE ENERGÍA DISPERSIVA (EDS)

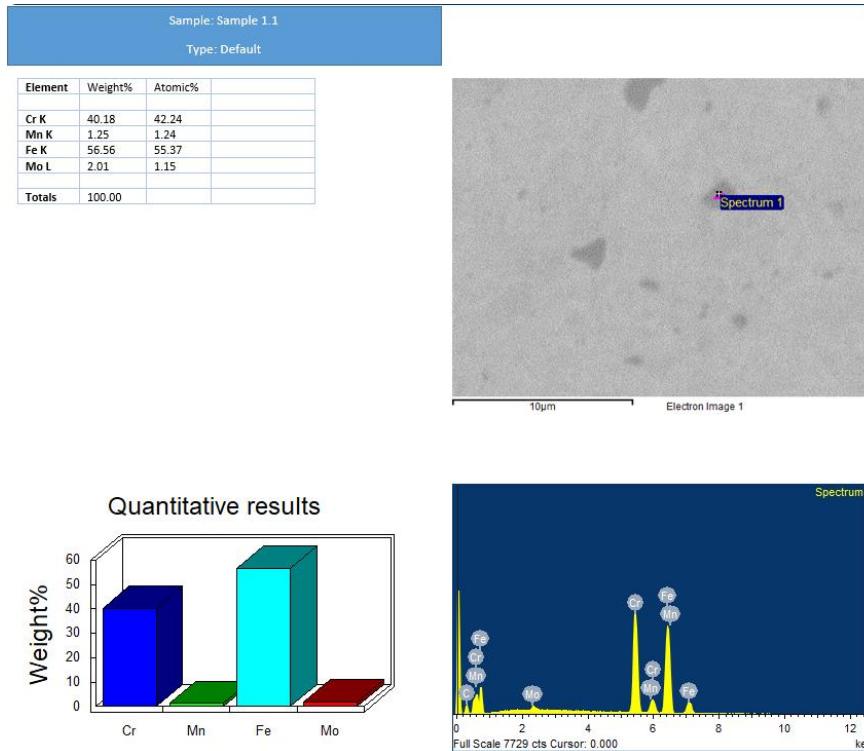
- Carbuos Muestra 2:



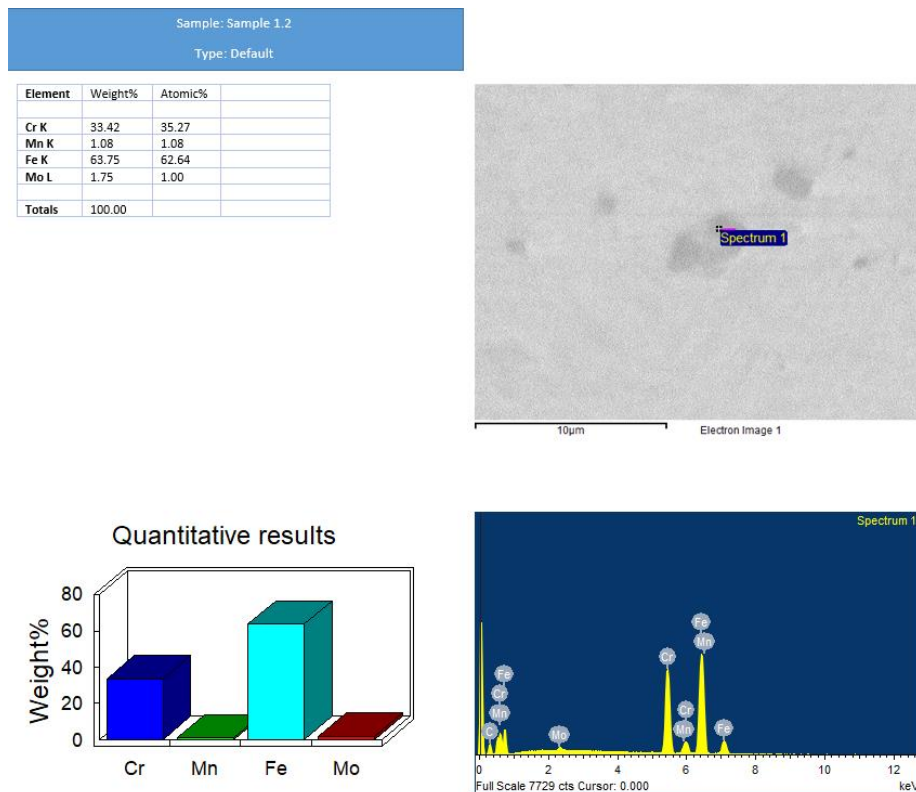
- Carbuos Muestra 3:



- Carbuos Muestra 1.1:**



- Carbuos Muestra 1.2:**



- **Carburos Muestra 2.2:**

Sample: Sample 2.2			
Type: Default			

Element	Weight%	Atomic%	
Cr K	42.51	44.61	
Mn K	1.28	1.27	
Fe K	54.27	53.02	
Mo L	1.93	1.10	
Totals	100.00		

