

ANÁLISIS DE CAPA DESCARBURADA PARA ACEROS GRADO HERRAMIENTA
COMERCIALES EN COLOMBIA

JAVIER ORLANDO GUZMÁN PIRACUN
CHRISTIAN ANDRÉS PALOMINO NARANJO

ESCUELA COLOMBIANA DE CARRERAS INDUSTRIALES
ESCUELA TECNOLÓGICA
FACULTAD DE INGENIERÍA
INGENIERÍA MECÁNICA
BOGOTÁ D.C.

2014

ANÁLISIS DE CAPA DESCARBURADA PARA ACEROS GRADO HERRAMIENTA
COMERCIALES EN COLOMBIA

Javier Orlando Guzmán Piracun
Christian Andrés Palomino Naranjo

Proyecto de grado para optar por el título de ingeniero mecánico

Director
Daniel Eduardo Villalobos Correa
Ingeniero Mecánico

ESCUELA COLOMBIANA DE CARRERAS INDUSTRIALES
ESCUELA TECNOLÓGICA
FACULTAD DE INGENIERÍA
INGENIERÍA MECÁNICA
BOGOTÁ D.C.
2014

Nota de aceptación:

Firma del presidente del jurado

Firma del jurado

Firma del jurado

Bogotá, D.C., 29 de mayo de 2014

Este trabajo está dedicado a nuestras familias y seres queridos quienes nos apoyaron durante este camino largo, sinuoso, con satisfacciones y tropiezos que a la final mejoraron nuestro proceso de aprendizaje en el largo caminar de la vida...

Si cognitio est potentia, sapientia acquirendam scientiae instrumentum.

AGRADECIMIENTOS

Agradecemos este trabajo a QPQ METALES Y TRATAMIENTOS quienes nos apoyaron desde el inicio, a nuestro director el Ing. Daniel Villalobos quien nos guió para durante este proceso. Agradecemos a la ECCI desde la vicerrectoría de investigación que nos apoyó económicamente, al grupo de investigación GIDMyM por su apoyo y brindar los conocimientos necesarios para lograr este proyecto y especialmente agradecemos a Dios.

CONTENIDO

pág.

RESUMEN.....	XIII
INTRODUCCIÓN.....	XIV
JUSTIFICACIÓN	XVI
OBJETIVOS.....	XVII
ANTECEDENTES	XVIII
1. GENERALIDADES DEL ACERO	1
1.1 ESTRUCTURA CRISTALINA DE LOS METALES	1
1.1.1 Diagramas de estado Fe C. Diagrama meta-estable.....	3
1.1.2 Caracterización de la cementita (Fe ₃ C).	3
1.1.3 Diagramas de estado Fe–C. Diagrama meta-estable.....	3
1.1.3.1 Líquido.....	6
1.1.3.2 Cementita	6
1.1.3.3 Ferrita	6
1.1.3.4 Austenita	6
1.1.3.5 Hipoeutectoides.....	6
1.1.3.6 Eutectoides.....	6
1.1.3.7 Hipereutectoides	6
1.2 ACEROS ALEADOS	6
1.2.1 Elementos de aleación.	7
1.2 LA FASE CARBURO EN LOS ACEROS ALEADOS	7
1.3 ACEROS GRADO HERRAMIENTA.....	8
1.2.1 Aceros de alta templabilidad (de baja aleación).	8
1.2.2 Aceros rápidos	9
1.2.3 Aceros para matrices.	9
1.3.3.1 Aceros para matrices de conformación en frío.	9
1.3.3.2 Aceros para matrices de conformación en caliente.	10

2. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LOS ACEROS	11
2.1 TRANSFORMACIONES DURANTE EL TRATAMIENTO TÉRMICO DE LOS ACEROS	11
2.2.1 Transformaciones durante el calentamiento del acero.....	11
2.2.2 Transformaciones durante el enfriamiento del acero (Diagrama T.T.T.).....	13
2.1.2.1 Transformación martensítica.....	14
2.2.3 Transformaciones durante el revenido.....	15
2.2 CONCEPTOS PRÁCTICOS RELACIONADOS CON EL TRATAMIENTO TÉRMICO DE LOS ACEROS	16
2.2.1 Tratamiento Térmico de Temple.....	16
2.2.1.1 Templabilidad.....	17
2.2.1 Tratamiento Térmico de Revenido.....	18
2.2.2 Recocido.....	19
2.3 DESCARBURACIÓN	19
3. MATERIALES Y MÉTODOS.....	21
3.1 MATERIALES	21
3.1.1 Dimensiones de las probetas.....	21
3.1.2 Acero AISI D2.....	21
3.1.2.1 Generalidades.....	21
3.1.2.2 Propiedades.....	21
3.1.2.3 Aplicaciones.....	22
3.1.3 Acero AISI D3.....	22
3.1.3.1 Generalidades.....	22
3.1.3.2 Propiedades.....	22
3.1.3.3 Aplicaciones.....	22
3.1.4 Acero AISI H13.....	22
3.1.4.1 Generalidades.....	22
3.1.4.2 Propiedades.....	22
3.1.4.3 Aplicaciones.....	23
3.3 PREPARACIÓN METALGRÁFICA.....	25
3.3.1 Corte.....	25
3.3.2 Pulimento.....	26
3.3.3 Ataque químico.....	26
3.4 ESPECTROMETRÍA.....	26
3.5 DUREZA	27
3.5.1 Dureza Rockwell (HRC).....	27

3.5.2	Dureza Brinell (HBW).....	27
3.5.3	Dureza Vickers (HV).	28
3.6	OBSERVACION EN S.E.M.	28
3.6.1	Principio de funcionamiento del SEM.....	28
4	RESULTADOS Y DISCUSIÓN	30
4.1	ANÁLISIS DE COMPOSICIÓN QUÍMICA	30
4.1.1	Comparación de resultados.	30
4.2	DUREZAS	31
4.2.1	Durezas de suministro.	32
4.2.2	Durezas de temple.	32
4.2.3	Micro dureza.....	33
4.3	ANÁLISIS METALGRÁFICO	35
4.3.1	Análisis metalográfico acero D2.....	35
4.3.2	Análisis metalográfico acero D3.....	38
4.3.3	Análisis metalográfico acero H13.....	41
	CONCLUSIONES	44
	RECOMENDACIONES	45
	REFERENCIAS	46

LISTA DE TABLAS

	pág.
Tabla 1. Estructura cristalina de los metales [9]	2
Tabla 2. Terminología del diagrama Fe C. [9]	4
Tabla 3. Composición química del acero D2. [22]	21
Tabla 4. Composición química del acero D3. [22]	22
Tabla 5. Composición química del acero H13. [22]	22
Tabla 6. Condiciones de tratamiento térmico para los aceros de estudio.	23
Tabla 7. Diferencias entre TEM y SEM.	28
Tabla 8. Composición química de los materiales usados en la prueba.	30
Tabla 9. Comparación D2.	31
Tabla 10. Comparación D3.	31
Tabla 11. Comparación H13.	31

LISTA DE FIGURAS

pág.

Figura 1. Esquema general del dispositivo de medición de la capa descarburada de Yamaguchi Shouji.	XVIII
Figura 2. Esquema general del método de estimación de la capa descarburada de Chano Hiroaki.	XIX
Figura 3. Imágenes comparativas del material en estado de suministro con material procesado en el que se muestra la restauración de la capa descarburada [4].	XX
Figura 4. Diagrama esquemático del modelo de W. Shu [5].	XXI
Figura 5. Microfotografías de las estructuras iniciales descarburadas del acero SUP7 con $pH_2O/pH_2 = 0.05$ enfriado en horno luego de (a) 1 hora a 820°C, (c) 4 horas a 700°C; así como la estructura inicial de martensita revenida y austenizada en argón del acero SUP7NV (b) descarburada por 12 horas a 820°C con $pH_2O/pH_2 = 0.05$ y (d) descarburada por 12 horas a 820°C con $pH_2O/pH_2 = 0.25$ [6]	XXII
Figura 6. Micrografía óptica del borde de una muestra del acero AISI 1074 calentada en aire durante 100 minutos a 800°C. La zona descarburada es evidente a lo largo del borde junto con las colonias de perlita hacia el interior de la muestra. Expuesto por Cerully.[7].....	XXIII
Figura 7. Tipos de redes cristalinas presentes en los metales: a) red cúbica centrada en el cuerpo. b) red cúbica centrada en las caras. c) red hexagonal compacta. d) red tetragonal.[10]	2
Figura 8. Diagrama Fe C meta-estable.	5
Figura 9. Zona del Diagrama Fe–C correspondiente a la reacción eutectoide con las curvas de transformación de fases empleadas en el tratamiento térmico del acero.	12
Figura 10. Diagrama de transformación de fase de la perlita durante el calentamiento.....	13
Figura 11. Diagrama de descomposición isotérmica de la austenita (T.T.T.)	14
Figura 12. Temperaturas de calentamiento durante los tratamientos de temple.....	16
Figura 13. Tipos de temple: Curvas de enfriamiento de los diferentes tipos de temple representadas en el diagrama T.T.T. Donde 1. Temple continuo (en un solo medio). 2. Temple escalonado (en dos medios). 3. Temple Escalonado (Mantempering). 4. Temple isotérmico (Austempering).	18
Figura 14. Esquema del perfil de una muestra parcialmente descarburada.....	20
Figura 15. Esquema de la disolución de una partícula esférica cementita [7].	20
Figura 16. Amarre de las probetas para facilitar su manipulación.	24
Figura 17. Recubrimiento con solución de alcohol y cal.....	24
Figura 18. Pieza lista para sumergir en baño de sales.	25
Figura 19. Proceso de corte de las muestras.	26

Figura 20. Pulimento de desbaste con papel abrasivo de SiC y pulimento de acabado final con alúmina en suspensión.	26
Figura 21. Esquema de funcionamiento de un SEM. [27].....	29
Figura 22. Muestra de acero durante el ensayo de dureza Rockwell C.....	32
Figura 23. Gráfico de correlación entre la dureza y la profundidad de la capa descarburada del acero D2.....	33
Figura 24. Gráfico de correlación entre la dureza y la profundidad de la capa descarburada del acero D3.....	34
Figura 25. Gráfico de correlación entre la dureza y la profundidad de la capa descarburada del acero H13.....	34
Figura 26. Micrografía de acero D2 templado y revenido.....	35
Figura 27. Distribución de oxígeno y carbono en la matriz de la muestra.	36
Figura 28. Análisis elemental EDS.....	36
Figura 29. Análisis EDS puntual tomado en la superficie de la muestra.....	37
Figura 30. Análisis EDS realizado en la matriz.....	37
Figura 31. Micrografía de acero D3 templado y revenido.....	38
Figura 32. Distribución de oxígeno y carbono en la matriz de la muestra.	39
Figura 33. Análisis elemental EDS.....	39
Figura 34. Análisis EDS puntual tomado en la superficie de la muestra.....	40
Figura 35. Análisis EDS realizado en la matriz.....	40
Figura 36. Micrografía de acero H13 templado y revenido.....	41
Figura 37. Distribución de oxígeno y carbono en la matriz de la muestra.	42
Figura 38. Análisis elemental EDS.....	42
Figura 39. Análisis EDS puntual tomado en la superficie de la muestra.....	43
Figura 40. Análisis EDS realizado en la matriz.....	43

GLOSARIO

CAPA DESCARBURADA: zona superficial de un acero en la que se ha perdido en gran cantidad su contenido de carbono.

CEMENTITA: es el carburo de hierro Fe_3C con un contenido fijo de carbono del 6,67%. Es el constituyente más duro del acero alcanzando una dureza de 68 HRC.

DIAGRAMA FE – C: diagrama que muestra las diferentes fases del hierro.

DEFORMACIÓN PLÁSTICA: deformación que permanece cuando se elimina la carga que la causa. Se trata de la parte permanente de la deformación más allá del límite elástico de un material. También se conoce como flujo plástico.

FERRITA: solución sólida intersticial de carbono en una red cúbica centrada en el cuerpo de hierro. Admite hasta un 0,021 % C en solución a la temperatura eutectoide. Es el constituyente más blando del acero.

FERRITA EQUIAXIAL: granos poligonales de ejes aproximadamente iguales, que resultan a veces atacados diferentemente en función de su orientación cristalográfica respecto a la superficie de observación.

FLUENCIA: deformación que se produce en un período cuando un material está sometido a un esfuerzo constante y a temperatura constante.

INDENTACIÓN: marca o muesca que queda al emplear el indentador del durómetro sobre una pieza con el fin de conocer su dureza.

INDENTADOR: pieza del durómetro que en su punta lleva un diamante con formas especiales para realizar pruebas de dureza de acuerdo a la escala a emplear.

MARTENSITA: es una fase metaestable de estructura tetragonal, obtenida por un enfriamiento brusco de una solución sólida intersticial y que se forma mediante un movimiento de cizalladura en la red.

PERLITA: es un micro constituyente bifásico. Está formado por granos alargados (considerando las tres direcciones) son láminas de cementita en una matriz ferrítica.

PLUMÁCEO: aspecto que adquiere una microestructura similar a la pluma de un ave.

RESUMEN

Las investigaciones y estudios adelantados sobre la capa descarburada han tenido un enfoque comercial que resulta provechoso para las empresas, empero para la actividad académica es aún una zona poco explorada; de dichas investigaciones se encuentran patentes que proporcionan métodos, fórmulas estimativas, dispositivos y procesos para aplicaciones en concreto que pretenden controlar, minimizar o bien recuperar los efectos de la capa descarburada en ciertas aleaciones específicas de acero.

Este trabajo de grado se dedica a analizar la capa descarburada en un ámbito más cercano a la realidad del país y del sector metalmeccánico, por lo que se escogió el acero grado herramienta; de manera que se proporciona un enfoque más útil y provechoso tanto para la academia como para el sector industrial. Los materiales escogidos para el estudio fueron los aceros AISI D2, D3 y H13, que tienen gran uso en la industria nacional. De dichos materiales se tomaron probetas de forma aleatoria, las cuales unas fueron llevadas a tratamiento térmico de templado y revenido según se hace de forma convencional en la industria metalmeccánica para luego hacer el respectivo proceso preparación metalográfica, la toma de microdureza Vickers, el análisis metalográfico en SEM y la espectrometría con sonda EDS.

Habiendo realizado la fase experimental se efectuó el análisis de resultados en el que se estudió la composición química de cada uno de los aceros se les comparó con la norma ASTM A-681, luego se compara la dureza del tratamiento térmico con la de suministro para finalmente correlacionar la dureza con la profundidad de la capa descarburada en la que se hallaron resultados muy interesantes. En las observaciones con el SEM y EDS se proporciona la presencia y/o distribución de los principales elementos químicos que influyen en la descarburación para finalmente dar las respectivas medidas recomendadas de rectificado que debe tener en cuenta tanto el fabricante de acero, como el cliente; junto con las recomendaciones que están al final de este documento.

Palabras clave: CAPA DESCARBURADA, ACEROS GRADO HERRAMIENTA.

INTRODUCCIÓN

El acero en sus múltiples usos es de vital importancia en cualquier sector de la industria desarrollada por la humanidad, inclusive, desde una simple cuchara elaborada en acero inoxidable, hasta la más sofisticada pieza usada en una estación espacial o en un satélite. En los procesos de manufactura asociados a la transformación del acero en productos útiles juega un papel preponderante los tratamientos térmicos, pues mediante éstos se logra alterar las condiciones de la superficie y alcanzar las especificaciones de ingeniería de los productos.

Los productos de ingeniería de hoy en día son hechos para ser altamente optimizados, lo cual desde el punto de vista del material, significa que este debe de ser lo más exacto posible al del diseño; por otro lado, en la fabricación de un producto, cualquier desviación o variación del diseño original no es favorable para el producto en sí.

Cuando se efectúa un tratamiento térmico, se produce cierta particularidad en los metales, llamada “capa descarburada”, a consecuencia de los fenómenos termodinámicos que suceden en dicho proceso. En las altas temperaturas que hay en un tratamiento térmico, puede ocurrir la descarburación a través de la cual los átomos de carbono de la superficie del material a tratar, reaccionan con el oxígeno de la atmósfera circundante, además este fenómeno es más severo a temperaturas más altas y por un tiempo de exposición más largo en una atmósfera de aire. Cuando esta capa está presente, cuya dureza es muy baja (o bien frágil), será deformada plásticamente con mucha facilidad. En la zona donde se encuentre dicha capa, se muestra una baja resistencia a la tensión y baja fluencia, como resultado, esta capa deformada plásticamente carece de capacidad de generar estrés residual permisible el cual proveería durabilidad y resistencia apropiadas.

Para una mejor comprensión del contenido de este documento, es necesario tener claros ciertos conocimientos básicos de materiales, específicamente del acero, los cuales expondremos de forma breve y concisa, además de conceptos inherentes y relacionados a nuestro análisis de la capa descarburada, tales como el diagrama de hierro carbono, sus conceptos, definiciones, curvas de transformación; la influencia de diversos elementos de aleación en el acero, los tratamientos térmicos, las generalidades de los aceros grado herramienta haciendo hincapié en sus propiedades y composición, los cuales se estudiarán del capítulo 1 al 2; además de una breve explicación de lo que hace el SEM y cómo funciona éste. Lo cual se relaciona en el capítulo 3.

Una vez fundamentada la teoría requerida, en el capítulo 4 se presenta el procedimiento de experimentación y el análisis de resultados de las observaciones de las probetas en el SEM, dando a conocer la influencia de dicha capa descarburada en los aceros grado herramienta comerciales en Colombia que

fueron seleccionados para este proyecto, como para la industria metalúrgica, sus derivadas y beneficiadas de sus productos.

Esta investigación contribuye al entendimiento de la relevancia de la capa descarburada en el proceso de tratamiento térmico del acero con el fin de dar mayores luces a quienes deseen ahondar e inferir más en este tema.

JUSTIFICACIÓN

Desde la fabricación del acero la superficie está expuesta a cambios físico – químicos, siendo uno de éstos cambios de gran relevancia la formación de la capa descarbonada el cual no puede ser controlado desde la misma fabricación y es transferido al usuario final. A nivel industrial se manejan criterios de desgaste de material en función del espesor para retirar o eliminar completamente la capa descarbonada del acero en estado de suministro.

Por tanto, los fabricantes de acero a nivel mundial no han realizado cálculos ni documentos que indiquen cual es el sobre-material a dejar para la realización del tratamiento térmico y su rectificado posterior, de manera que para los fabricantes de estas herramientas es importante determinar una zona adecuada de rectificado post-tratamiento con el fin de no desperdiciar material en la fabricación de las mismas y así prevenir fallas prematuras lo que causaría crecimiento de grietas, fallas por fatiga prematura, fallas causadas por las altas tensiones generadas en la superficie del material causadas por el choque térmico debido al temple; ya que las propiedades de la superficie son diferentes a las que el diseñador esperaba. La razón de ser de esta investigación es ir más allá del interés comercial, sino dar el análisis académico y práctico que lleve a concluir el sobre material recomendado a dejar en el material de acero a tratar.

En el ámbito local, los materiales usados en el mercado nacional para la fabricación de herramientas para diferentes procesos industriales, se eligieron los materiales H13, D3 y D2 para la realización de la investigación ya que estos son los más usados en el mercado por su relativa economía respecto a los aceros grado herramienta del tipo pulvimetalúrgico.

OBJETIVOS

OBJETIVO GENERAL

Analizar la capa descarburada de los aceros comerciales en Colombia grado herramienta tales como los aceros D2, D3 y H13.

OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Preparar probetas de dimensiones aproximadas 20x60x100mm las cuales serán tratadas térmicamente.
- Realizar ensayos de micro dureza en las probetas tomando como referencia la superficie de la probeta hasta obtener valores estables en la dureza registrada.
- Caracterizar la profundidad de la capa descarburada de los aceros grado herramienta mediante metalografía.
- Correlacionar los resultados del espesor de la capa descarburada por medio de la micro-dureza Vickers.
- Socializar por medio de un artículo científico referente al tema investigado.

ANTECEDENTES

La capa descarbonada ha sido objeto de estudio por varios fabricantes de acero en diversas modalidades y aplicaciones que resultan estrictamente encaminadas a sus intereses comerciales; dichas referencias de estudios a nivel internacional, encontramos que en el año 1998 una patente del señor Yamaguchi Shouji [1] de Hitachi Construction Machinery, en la que resuelven la forma de medir la capa descarbonada en un material de acero sin necesidad de cortarlo; estableciendo un dispositivo y un método que funciona de la siguiente manera (ver Figura 1): Una sonda ultrasónica 2 emite una señal ultrasónica la cual ha sido generada por el transmisor 3 y a través del el amplificador 4, la señal de la onda de ultrasonido que ha sido reflejada por el material 1 y que va a ser medida, es tomada por el receptor 5. Un detector envolvente 6, percibe las ondas envolventes (cada intensidad de recepción por cada vez) de las señales de recepción del receptor 5 y las envía al operador matemático 7. Esto funciona con los mismos principios de funcionamiento de los equipos de ultrasonido para ensayos no destructivos.

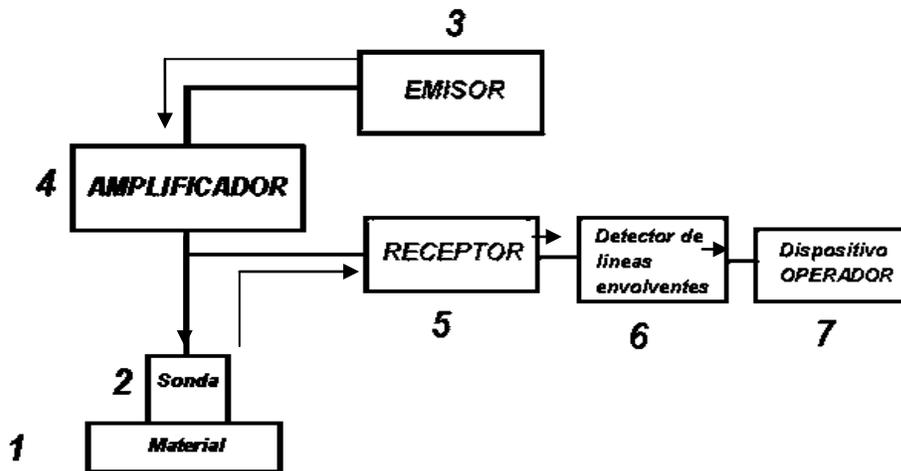


Figura 1. Esquema general del dispositivo de medición de la capa descarbonada de Yamaguchi Shouji.

En el año 2005, fue registrada una patente del señor Chano Hiroaki[2] de Sumitomo Metal Ind., quien proporciona el método capaz de estimar la profundidad de la capa descarbonada en un acero laminado tratado térmicamente, por medio de una fórmula estimativa, también proporciona el método de control de la profundidad de la capa descarbonada y el método de laminado del acero en el que se controla la temperatura del horno de laminado, basado en la profundidad estimada de la capa descarbonada de la superficie del acero laminado. En la Figura 2 se muestra tal invención, en la que el material de suministro que ingresa al horno de calentamiento, como pre-tratamiento al laminado, se genera una capa descarbonada que permanece hasta el laminado. Para ejercer el control inmediato de la capa, se hace pasar el material de acero por el horno de calentamiento para disminuir la descarbonación, teniendo en cuenta la temperatura y el tiempo de

calentamiento del material que ingresa, la variación de las dimensiones antes y después del laminado, empleando la fórmula estimativa que el autor provee en su invención.

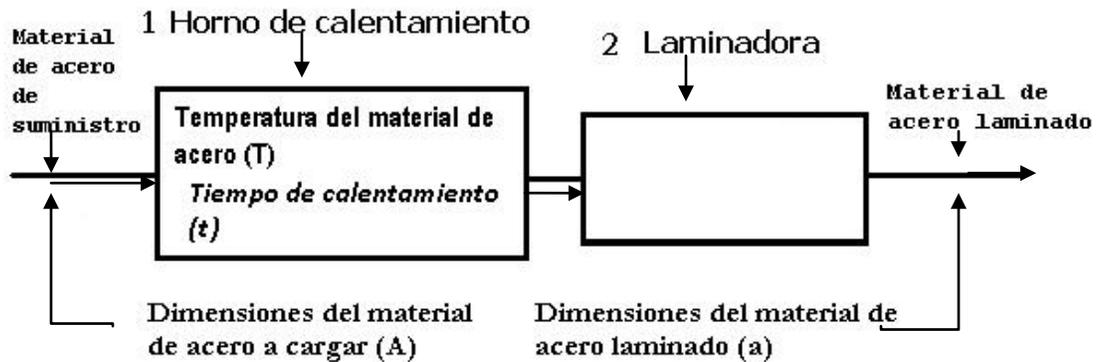


Figura 2. Esquema general del método de estimación de la capa descarburada de Chano Hiroaki.

Por otro lado, los señores Mizukami Takayoshi y Aikawa Katsuyasu [3] de Nireco Corporation, en 1999, establecen un método para medir la profundidad de la capa descarburada, en la que por medio de una imagen digitalizada en corte del elemento a examinar, determinan que la profundidad de la capa descarburada es dada a través del conteo de pixeles continuos que existan a lo largo de una línea de referencia perpendicular a la superficie del objeto. En el artículo del boletín de ingeniería de materiales y rendimiento de N. Sato y otros autores de ASM [4], muestran la forma de restaurar carbono en la capa descarburada para aceros de resorte, ya que en la Figura 3 se muestra un comparativo entre el material de suministro o “virgen” y el material procesado, allí se muestra que se recuperó completamente la capa descarburada. Dichos autores aseveran que usando el principio básico de la difusión intersticial se puede lograr tal recuperación. La difusión intersticial se denota cuando un átomo migra de una posición intersticial a una posición vacía próxima; dicho mecanismo de difusión se aplica para las impurezas de átomos en metales. Basado en lo anterior, el carbono es un átomo soluto dentro de una matriz ferrítica. El átomo de carbono tiene un radio atómico de 67pm comparado con radio del átomo de hierro que es de 155.8 pm, hace que ese tipo de difusión sea el mecanismo preferido tanto para la carburación como para la descarburaación.

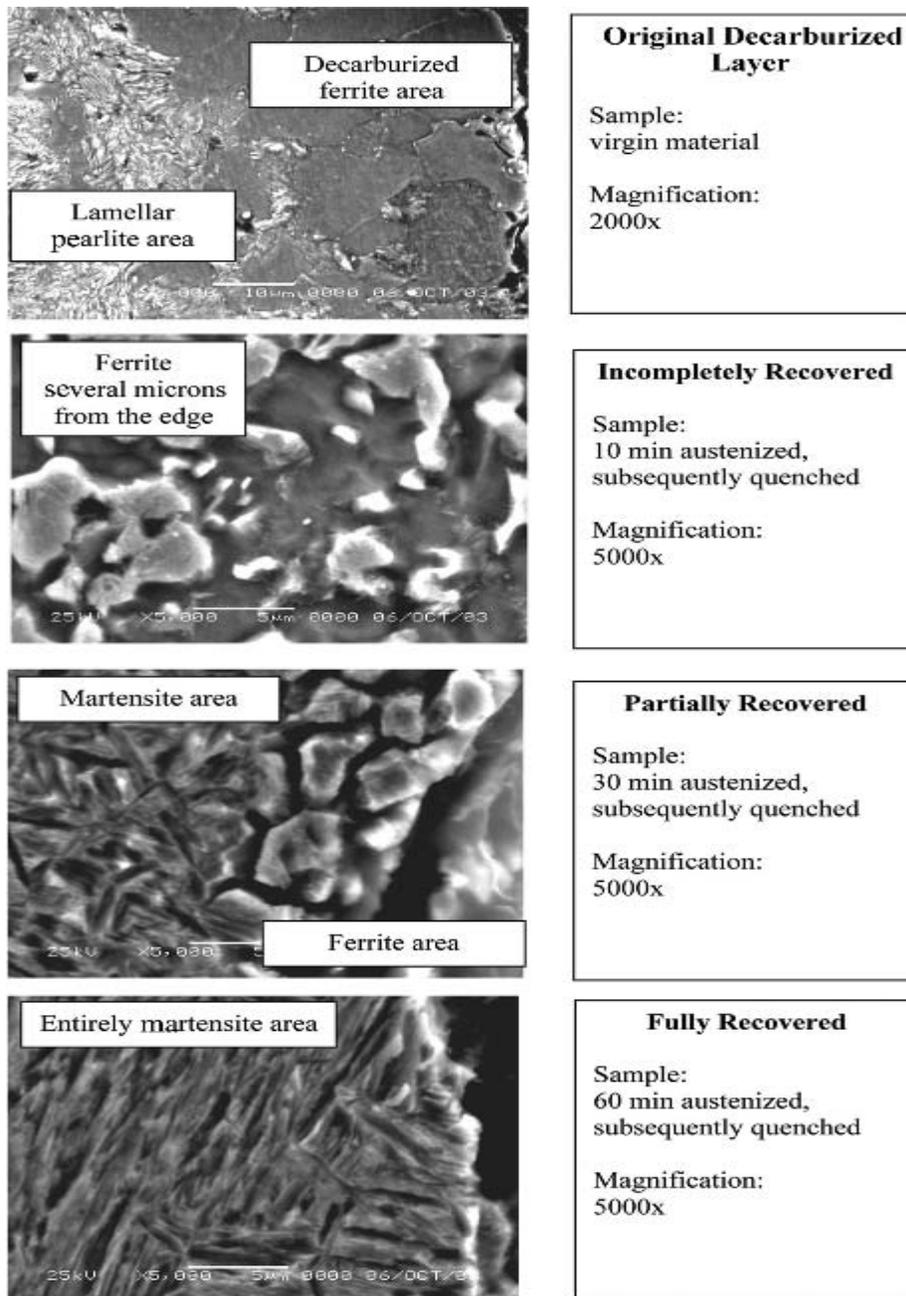


Figura 3. Imágenes comparativas del material en estado de suministro con material procesado en el que se muestra la restauración de la capa decarburada [4].

Para el caso de los señores W. Shu y otros autores de NDT & E Internacional [5], publicaron un artículo sobre la evaluación de la profundidad de la decarburación de un riel usando un sensor electromagnético con forma de H. Ellos reportan que usaron métodos de corriente Eddy, relacionando la inductancia del sensor con la profundidad de la capa decarburada en la corona del riel; por tanto se muestra en la Figura 4 la posibilidad de usar un sensor electromagnético para detectar las diferentes profundidades de la capa decarburada sobre rieles durante pruebas

fuera de línea, cuando los rieles son inspeccionados a temperatura ambiente, habiendo previamente sido laminados en caliente, tomando diferentes temperaturas de calentamiento. Por lo tanto, el sensor aprovecha el incremento en la permeabilidad en las capas superficiales del acero debido a la descarburación. En la Figura 4 se muestra que la base de la bobina está a una altura h_1 por encima de la superficie de la muestra y que la parte superior de la bobina está a una altura h_2 . Los parámetros de importancia de la bobina son el número de vueltas N , el radio interior r_1 , el radio exterior r_2 y la longitud de la bobina L , dado en la siguiente Ecuación 1:

$$L = h_2 - h_1$$

Ecuación 1. Longitud de la bobina.

En la práctica, el cambio de la inductancia inducido por el conductor de capas o muestra, es comparado con el conductor de referencia con conductividad conocida y constante.

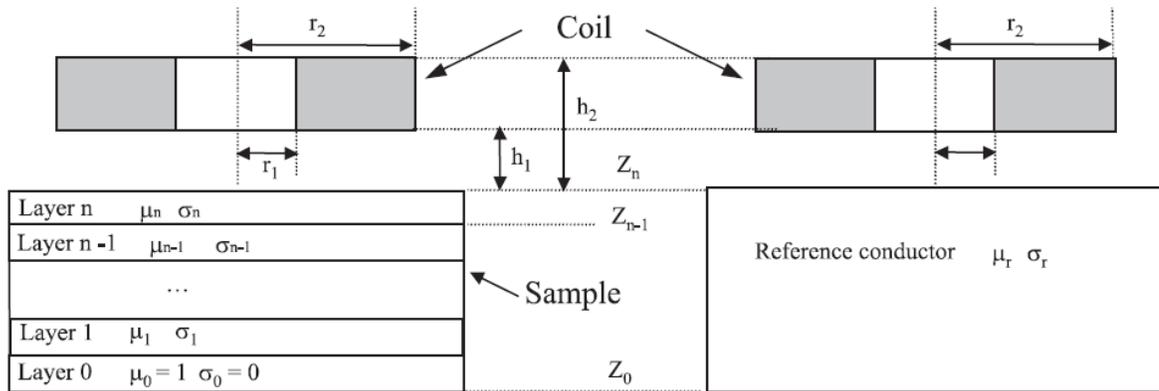


Figura 4. Diagrama esquemático del modelo de W. Shu [5].

La tesis de grado de doctorado del ingeniero Chris Mardon [6] plantea un estudio de la austenización y descarburación en acero para resortes con alto contenido de silicio, dentro del cual muestra el fenómeno circundante al proceso de fabricación de dicho tipo de resortes y la influencia del contenido de silicio en la descarburación. Según lo que postula el autor, dependiendo de la temperatura del tratamiento térmico y la atmósfera descarburante, en la Figura 5 se encuentran cuatro tipos diferentes de estructuras descarburadas: (a) capa superficial enteramente de ferrita con una matriz martensítica, (b) una capa descarburada que incluye ferrita y martensita, (c) capa superficial enteramente de ferrita con una matriz de fase dual de ferrita – martensita ó ferrita cementita, o bien con fase triple de ferrita – martensita – cementita; (d) una capa superficial de sólo ferrita separada de la matriz de martensita por una capa descarburada de ferrita – martensita. De las capas superficiales que son enteramente de ferrita, hay dos tipos de estructuras granulares: (a) granos de ferrita columnar y (b) granos de ferrita equiaxial. Además de lo anterior hay varios factores que influyen potencialmente en la descarburación: La actividad del carbón en la atmósfera

descarburante, la forma, la distribución de las estructuras iniciales así como el tamaño de la ferrita, cementita y del grafito, la tasa de austenización, la solubilidad del carbono en la ferrita, la temperatura del tratamiento térmico, contenido inicial de aleaciones del acero, entre otras; por lo que el autor proporciona diferentes opciones de abordar la dinámica de la descarburación.

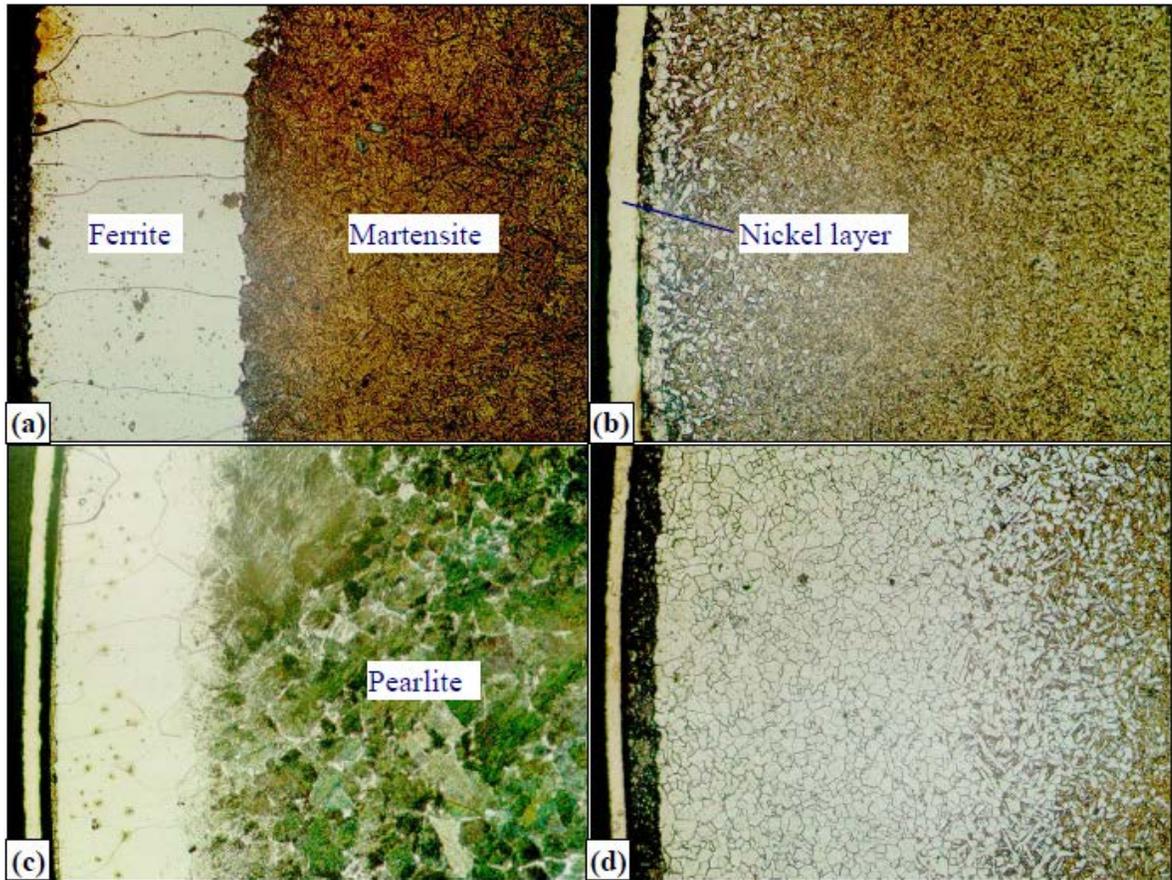


Figura 5. Microfotografías de las estructuras iniciales descarburadas del acero SUP7 con $pH_2O/pH_2 = 0.05$ enfriado en horno luego de (a) 1 hora a 820°C , (c) 4 horas a 700°C ; así como la estructura inicial de martensita revenida y austenizada en argón del acero SUP7NV (b) descarburada por 12 horas a 820°C con $pH_2O/pH_2 = 0.05$ y (d) descarburada por 12 horas a 820°C con $pH_2O/pH_2 = 0.25$ [6]

Otra tesis que resulta relevante para esta investigación es la de la ingeniera Laura B. Cerully [7]. En esta se muestra la fabricación de aleaciones de acero de pared delgada a través de la carburización gaseosa en extrusiones de óxidos de metal reducido, concluyendo que el proceso de carburización en alta temperatura puede ser usado para elementos de baja aleación de pared delgada de forma repetitiva y que su consecutivo tratamiento térmico deriva en mejores propiedades mecánicas esperadas para las aleaciones producidas convencionalmente. Dentro de tal investigación que efectuó, hace un estudio de la descarburación en aire y en una atmósfera de hidrógeno y argón; de la primera vemos en la Figura 6 se encuentra que las áreas más claras, son las áreas de la capa descarburada, además que el alargamiento de los granos es evidente en dicha capa. A los 800°C , durante la

descarburación, la composición de carbón alcanza la región de doble fase de ferrita α + austenita y previo al enfriamiento, como resultado de lo anterior, los granos de ferrita crecen en la región austenítica mientras pasan por los 800°C, luego el subsecuente enfriamiento de la muestra, resulta en granos alargados de ferrita en la capa descarburada y en colonias de perlita homogéneamente nucleadas en las áreas que no fueron descarburadas.

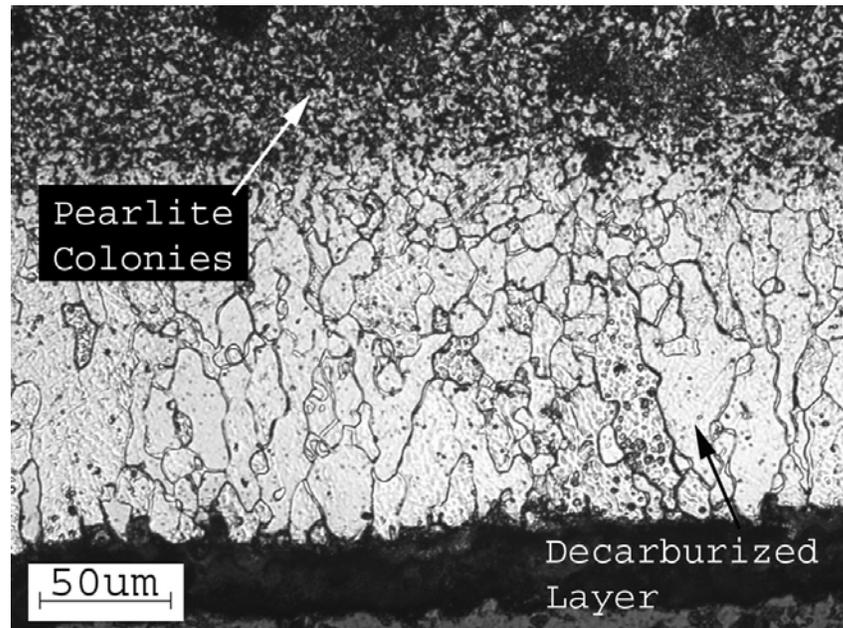


Figura 6. Micrografía óptica del borde de una muestra del acero AISI 1074 calentada en aire durante 100 minutos a 800°C. La zona descarburada es evidente a lo largo del borde junto con las colonias de perlita hacia el interior de la muestra. Expuesto por Cerully.[7]

Teniendo en cuenta las anteriores referencias expuestas, se observa que los antecedentes existentes sobre este tema, se enfocan en la restauración del carbono, en la influencia de los elementos de aleación en la dinámica de la capa descarburada, en la medición o bien la forma de determinar estimativamente la profundidad de dicha capa, bajo ciertos procesos de fabricación, tal como el laminado entre otros; por ende, no hay información sustancialmente precisa sobre un análisis de la capa descarburada, con lo cual este trabajo aporta para un avance y mejora en el manejo de este importante tema para la industria actual y futura.

1. GENERALIDADES DEL ACERO

Usualmente se define al acero como una aleación de hierro y carbono con contenido de carbono entre unas pocas centésimas y 2% (en peso). En los aceros de baja aleación pueden encontrarse otros elementos hasta una cantidad total acumulada de 5%; cuando se encuentran en cantidades superiores se los denomina aceros fuertemente aleados, tal como los de herramientas y los inoxidable [8].

1.1 ESTRUCTURA CRISTALINA DE LOS METALES

De acuerdo a su naturaleza los cuerpos pueden ser amorfos o cristalinos. En los cuerpos amorfos el paso del estado de agregación líquido al sólido es gradual. Por ejemplo el vidrio sólido, si se calienta va ablandándose y gradualmente pasa al estado líquido [9].

Los aceros pueden presentar una gran variedad de propiedades según su composición química, las fases y constituyentes presentes, lo que eventualmente, depende del tratamiento térmico. En la Tabla 1 se muestran las más importantes fases metalúrgicas y micro elementos del acero.

Existen 14 tipos de redes cristalinas elementales (ver Figura 9). De ellas solo se encontrarán 4 de ellas con sus variantes en los metales y aleaciones metálicas. Estas son:

1. **Cúbica centrada en el cuerpo (BCC):** La red representa un cubo cuyo parámetro es a . Los átomos están dispuestos en los vértices y en el centro del cubo. Tienen poca densidad de compactación, es decir los átomos ocupan un 68% del volumen de la red, mientras que en la (B.C.C) y la (h. c) ocupan un 74% del volumen. Su número de coordinación es 8. Ej.: Fe (α), Mo, Ni, etc.
2. **Cúbica centrada en las caras (FCC):** La red tiene forma de cubo de parámetro con 8 átomos en los vértices del cubo y 6 en los centros de cada una de las caras. La densidad de compactación es del 74%. El índice de coordinación es 12. Ej.: Fe (γ), Ni, Co, Cu, Al, Ti, etc.
3. **Hexagonal:** La red tiene forma de prisma recto cuya base es un hexaedro. Tiene dos parámetros, los lados de la base del prisma y su altura c . Doce átomos están dispuestos en los vértices de la red, 2 átomos en el centro de la base y 3 átomos en el interior de la red. La densidad de compactación es 74% y el índice de coordinación es 12. Ej.: Ti, Co, Cd, Mg.
4. **Tetragonal centrada en el cuerpo (BTC):** Tiene forma de prisma recto de base centrada. Los átomos están dispuestos de igual forma que en la (B.C.C.) presentan dos parámetros, el lado de la base a y la altura c . La relación c/a recibe el nombre de grado de tetragonalidad. El índice de coordinación es igual a 8[10].

Fase	Estructura cristalina de las fases	Características
Ferrita (Fe α)	BCC	Fase de equilibrio de baja temperatura, relativamente blanda
Ferrita- δ (Fe δ)	BCC	Fase de equilibrio estable a alta temperatura, isomorfa con hierro alfa.
Austenita (Fe γ)	FCC	Fase de equilibrio estable a temperatura media, relativamente baja
Cementita (Fe ₃ C)	Ortorrónica compleja	Fase meta-estable de alta dureza
Grafito	Hexagonal	Fase de equilibrio estable
Perlita		Micro-constituyente meta-estable; mezcla laminar de ferrita y cementita
Martensita	BTC (solución sobresaturada de carbono en ferrita)	Fase meta-estable de alta dureza, morfología de placas o agujas, según el % de carbono
Bainita		Micro-constituyente meta-estable duro; mezcla no laminar de ferrita y cementita en escala extremadamente fina; la bainita superior se forma a temperaturas más altas y tiene aspecto plumáceo, la inferior se forma a temperaturas más bajas y su apariencia es acicular. La dureza aumenta cuando desciende la temperatura de formación.

Tabla 1. Estructura cristalina de los metales [9]

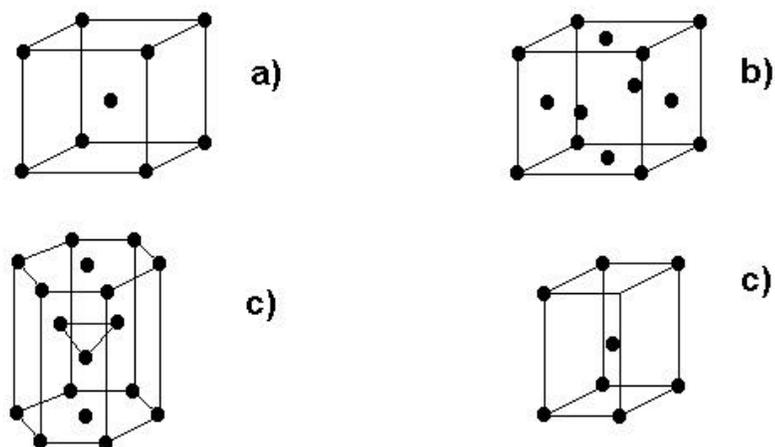


Figura 7. Tipos de redes cristalinas presentes en los metales: a) red cúbica centrada en el cuerpo. b) red cúbica centrada en las caras. c) red hexagonal compacta. d) red tetragonal.[10]

1.1.1 Diagramas de estado Fe C. Diagrama meta-estable.

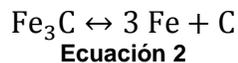
En el caso de las aleaciones ferrosas el diagrama de estado que se toma como punto de partida para el estudio del comportamiento metalúrgico de dichas aleaciones es el diagrama de estado bifásico Fe–C.

Que el hierro exista en dos formas alotrópicas o redes cristalinas amplía las posibilidades de transformaciones de fases, lo que es lo aprovechado por el tratamiento térmico de las aleaciones de hierro con otros componentes y fundamentalmente con el carbono. El hierro en unión del carbono tendrá la posibilidad de formar con este último, soluciones sólidas en base a los hierros alfa (ferrita) y al hierro gamma (austenita) o también podrá formar compuestos químicos como la cementita (Fe_3C) [11].

1.1.2 Caracterización de la cementita (Fe_3C).

La cementita se distingue por las siguientes características:

- Es un compuesto químico denominado carburo de hierro.
- Su temperatura de fusión es de aproximadamente 1250°C .
- Su dureza es de 800 HB y su elongación cercana al 0%.
- Con otros elementos forma soluciones sólidas denominadas cementitas aleadas.
- Es inestable termodinámicamente y se descompone en determinadas condiciones para dar carbono libre (grafito). (ver ecuación 2)



1.1.3 Diagramas de estado Fe–C. Diagrama meta-estable.

La base para la comprensión del tratamiento térmico de los aceros es el diagrama de fases Fe–C. La Figura 8 muestra en realidad dos diagramas; el diagrama estable de hierro–grafito (líneas de trazos) y el diagrama Fe – Fe_3C meta-estable. La condición estable por lo general tarda mucho tiempo en desarrollarse, especialmente en el rango de baja temperatura y baja emisión de carbono; por lo tanto el diagrama meta-estable es de más interés.

El diagrama Fe–C muestra que las fases son de esperar en el equilibrio (o de equilibrio meta-estable) para diferentes combinaciones de concentración de carbono y la temperatura. Se distinguen en el extremo de ferrita de bajo carbono (hierro– α), que a lo sumo puede disolver 0,028 % en peso de C a 727°C y austenita (hierro– γ), que puede disolver 2,11 % en peso de C a 1148°C . En el lado rico en carbono nos encontramos con cementita (Fe_3C). De menor interés, excepto para aceros altamente aleados, es la ferrita– δ existente en las más altas temperaturas. Entre los campos de una sola fase se encuentran las regiones con mezclas de dos fases, como la ferrita + cementita, austenita + cementita y ferrita + austenita. A las temperaturas más altas, el campo de la fase líquida se puede encontrar y por debajo de ello son los dos campos en fase líquida + austenita,

líquido + cementita y líquido + ferrita- δ . En el tratamiento térmico de los aceros, la fase líquida es siempre evitada [11].

Temperatura de transformación: aquella a la que ocurren cambios de fase; algunas veces define los límites de un rango de transformación.
A_{cm} . En aceros hipereutectoides, límite de solubilidad de carbono en la austenita.
A_{c1} . Temperatura a la cual comienza a formarse austenita durante el calentamiento (la c deriva del francés <i>chauffant</i>)
A_{c3} . Temperatura a la cual se completa la transformación de ferrita en austenita durante el calentamiento.
$A_{e_{cm}}$, A_{e1} , A_{e3} . Temperaturas de cambios de fase en equilibrio.
$A_{r_{cm}}$. En aceros hipereutectoides, temperatura a la que comienza la precipitación de cementita durante el enfriamiento (la r deriva del francés <i>refroidissant</i>)
A_{r1} . Temperatura a la cual se completa la transformación de austenita a ferrita o a ferrita más cementita durante el enfriamiento.
A_{r3} . Temperatura a la cual la austenita comienza a transformar en ferrita durante el enfriamiento.
A_{r4} . Temperatura a la cual la ferrita- δ se transforma a austenita durante el enfriamiento.
M_s . Temperatura a la cual comienza la transformación de austenita a martensita durante el enfriamiento.
M_f . Temperatura a la cual finaliza la transformación de austenita a martensita durante el enfriamiento.

Tabla2. Terminología del diagrama Fe C. [9]

Algunos límites importantes a los campos de una sola fase se han dado nomenclaturas especiales que facilitan la interpretación. Estos incluyen:

- A_1 , la llamada temperatura eutectoide, la cual es la temperatura mínima para la formación de austenita.
- A_3 , el límite de temperatura más baja de la región de austenita a los contenidos de bajo carbono, es decir, el límite $\gamma / \gamma + \alpha$
- A_{cm} , el límite de contrapartida para altos contenidos de carbono, es decir, el límite $\gamma / \gamma + Fe_3C$.

Algunas veces se incluyen las letras c, e, o r. En la Tabla2 se encuentran definiciones relevantes de los términos asociados con las transformaciones de fases en los aceros [9].

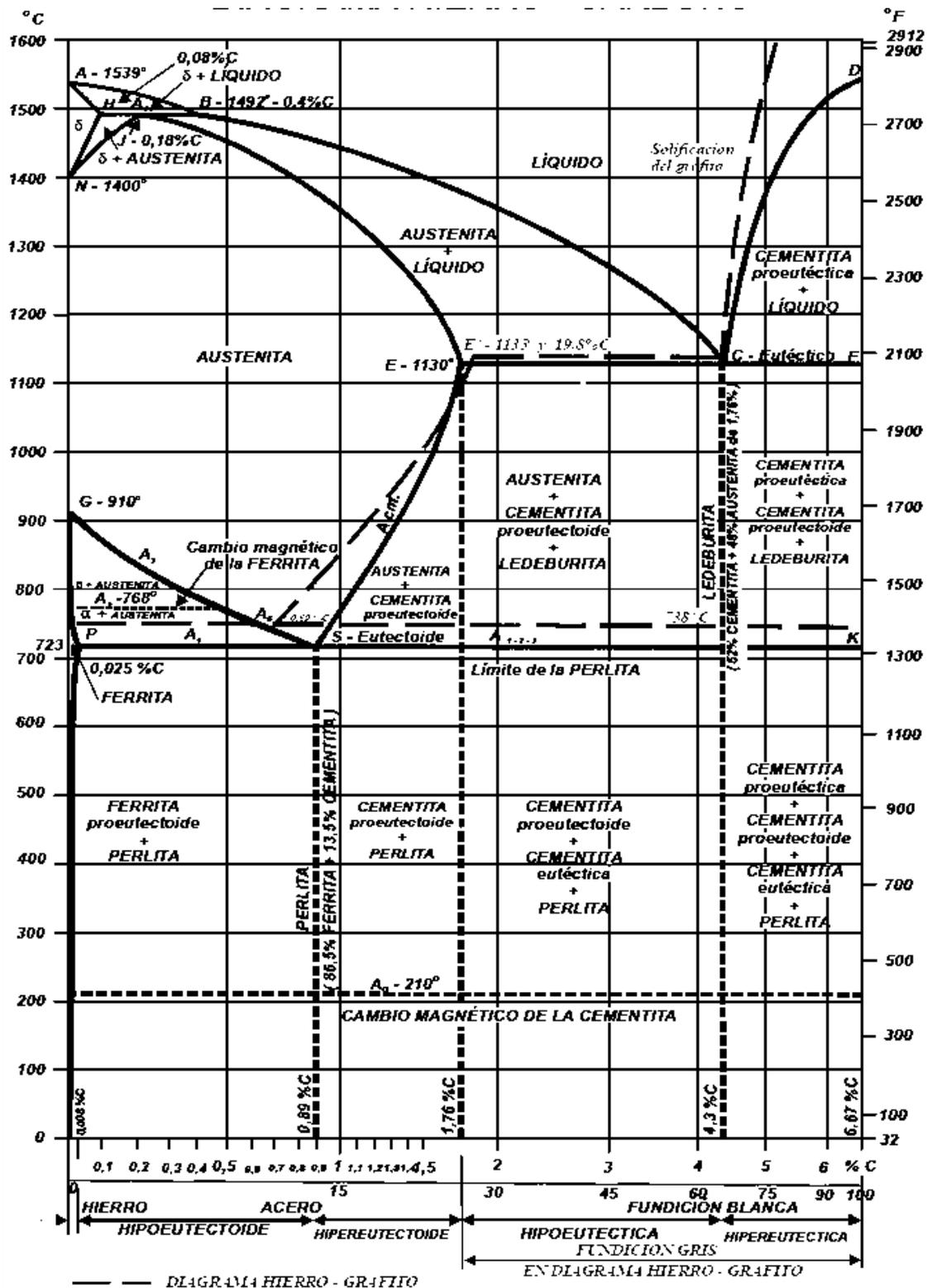


Figura 8. Diagrama Fe C meta-estable.

La línea ABCD es la línea del líquido y la AHJECF la del sólido.

Como el hierro además de formar con el carbono el compuesto químico Fe_3C , tiene dos transformaciones alotrópicas α y γ , en el sistema existen las siguientes fases:

1.1.3.1 Líquido

Solución líquida de carbono en hierro. Existe por encima de la línea del líquido y se designa por L.

1.1.3.2 Cementita

Fe_3C , existe en la vertical DFKL se designa por su fórmula química ó por C.

1.1.3.3 Ferrita

Constituyente estructural que es hierro α , el cual disuelve el carbono en cantidades insignificantes. Se representa por Fe_α , F ó α . La región de la ferrita en el diagrama hierro carbono se encuentra a la izquierda de las líneas GPQ y AHN.

1.1.3.4 Austenita

Estructura consistente en una solución sólida de carbono en hierro γ . La región de la austenita es NJESG. Se designa por A, γ ó Fe_γ .

1.1.3.5 Hipoeutectoides

Menos de 0,8%C (estructura de ferrita y perlita).

1.1.3.6 Eutectoides

0,8%C (Estructura de perlita).

1.1.3.7 Hipereutectoides

Mas de 0,8%C y menos de 2,14%C (estructura de cementita y perlita)[11]. Producto de la variación de la estructura y de la composición de fases, a medida que aumenta el contenido de carbono ocurre mayor deformación en las redes cristalinas, en las soluciones sólidas y la aparición de cementita muy dura y frágil en mayor cantidad. Además esta se coloca en el borde del grano lo que tiende a fragilizar la estructura del acero de un 0,9 a 1,2%, lo que hace que la resistencia que iba en aumento hasta el momento disminuya mientras que la dureza siempre va a aumentar, disminuyen la resiliencia y el alargamiento relativo.

Es importante también la influencia del carbono en la tenacidad de los aceros. El aumento del contenido de carbono eleva el umbral de fragilidad en frío y hace que disminuya la resiliencia en la región de tenacidad (es decir a temperaturas superiores al umbral de fragilidad en frío).

1.2 ACEROS ALEADOS

En la práctica industrial llega el momento en que los aceros al carbono no satisfacen todos los requerimientos de designaciones de servicio que desde el punto de vista práctico existen. A veces se requieren aceros que sean capaces de soportar la destrucción debido a la corrosión, que tengan una mayor resistencia mecánica, que presenten mayor templabilidad, que al trabajar a altas temperaturas mantengan dentro de límites aceptables su resistencia mecánica. En esos casos la solución es la adición de elementos químicos que proporcionan al acero estas propiedades. Es por ello que en el presente capítulo se abordarán las influencias

que sobre la microestructura y las propiedades del acero ejercen los elementos de aleación [12].

1.2.1 Elementos de aleación.

- **Aceros Aleados:** Son aquellos aceros en los cuales con el objetivo de obtener propiedades necesarias se introducen elementos de aleación.
- **Elementos de aleación:** Son los elementos que se adicionan al acero en determinadas concentraciones con el fin de variar su estructura y propiedades [13]. En los aceros industriales, que son sistemas de muchos componentes, los elementos de aleación pueden encontrarse:
 - a) En estado libre.
 - b) En forma de óxidos, sulfuros u otras inclusiones no metálicas.
 - c) En forma de compuestos inter-metálicos con el hierro o entre sí.
 - d) En la fase carburos, en forma de solución en la cementita o de combinaciones independientes con el carbono (carburos especiales).
 - e) En forma de solución sólida.

1.2 LA FASE CARBURO EN LOS ACEROS ALEADOS

En los aceros sólo forman carburos los metales que en el sistema periódico se encuentran a la izquierda del hierro. Estos metales lo mismo que el hierro pertenecen a los metales del grupo de transición, pero tienen menos ocupado el subnivel electrónico d. Cuanto más a la izquierda se encuentre en el sistema periódico el elemento formador de carburos, tanto menos ocupado estará su subnivel d. De acuerdo con lo expresado formarán carburos en el acero los elementos siguientes: titanio, vanadio, cromo, manganeso, circonio, niobio, molibdeno, hafnio, tantalio y wolframio [14].

Se ha establecido que en los aceros pueden formarse los carburos siguientes:

- Carburos del grupo I: M_3C , $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_6C . Tienen estructura cristalina compleja. El representante típico es la cementita.
- Carburos del grupo II (fases de inserción): MC , M_2C . Tienen red cristalina simple y cristalizan con un déficit considerable de carbono.
- La letra M representa el elemento formador de carburo que origina el carburo indicado. Sin embargo los carburos indicados no existen puros en los aceros. Los carburos de todos los elementos de aleación contienen hierro en disolución y si en el acero existen varios elementos capaces de formar carburos, también contendrán estos elementos. Así en el acero al cromo –manganeso en vez de carburo puro $Cr_{23}C_6$ se forma el carburo $(Cr, Mn, Fe)_{23}C_6$, que lleva en disolución hierro y manganeso.

Como los carburos tienen la misma fórmula química se disuelven mutuamente, resulta por ejemplo, que si en un acero hay titanio y niobio no

se formarán dos tipos de carburos separados, sino un carburo común, en el cual “en iguales condiciones” entra el titanio y el niobio.

Conviene advertir que las fases de inserción son difícilmente solubles en la austenita. Esto significa que durante el calentamiento (incluso si es muy elevado), pueden no pasar a la solución sólida. En esto se distinguen de los carburos del grupo I, que durante el calentamiento se disuelven fácilmente en la austenita. Todas las fases de carburo poseen alta temperatura de fusión y gran dureza. Las fases de inserción superan en este sentido a los carburos del grupo I.

1.3 ACEROS GRADO HERRAMIENTA

Los aceros de herramientas van a trabajar en condiciones diferentes a los aceros de construcción y generalmente en ellos deben destacarse 1 ó 2 propiedades en dependencia del tipo de herramienta. Así, en una herramienta la condición principal a cumplir por el acero debe ser: conservar el filo cortante durante un período largo de tiempo. Para instrumentos de medición las condiciones se parecerán a las de corte, pero las presiones de trabajo son menores [15].

En los troqueles el acero experimenta cargas térmicas y de choque considerables, distribuidas por una superficie relativamente grande. Aquí desempeña un papel primordial la tenacidad. Por lo tanto, para diferentes tipos de herramientas se utilizan diferentes aceros.

Los aceros de herramientas se pueden subdividir en los siguientes subgrupos:

1. Aceros de baja templabilidad (principalmente al carbono).
2. Aceros de alta templabilidad (aleados 1 – 3% de elementos de aleación).
3. Aceros de corte rápido.
4. Aceros para matrices.
5. Aceros para matrices de conformación en frío.
6. Aceros para matrices de conformación en caliente.

1.2.1 Aceros de alta templabilidad (de baja aleación).

Aquí se agrupan a los aceros con contenidos de carbono entre 0,7 y 1,3% que poseen elementos de aleación (fundamentalmente Cr, Mn, Si, W) en cantidades entre 1 y 3%.

En comparación con los aceros al carbono tienen las siguientes ventajas.

- Mayor templabilidad (Permite elaborar herramientas mayores).
- Menor sensibilidad al sobrecalentamiento.
- Posibilidad de aplicar refrigerantes menos enérgicos (permite laborar herramientas de configuraciones más complejas).

Los aceros más utilizados de acuerdo a las normas AISI/SAE son: F1, S1, O1, O2. La temperatura de temple es de 830 – 880°C. La estructura de temple es de

martensita y carburos en exceso de manera general. El revenido se realiza a temperaturas de 140 a 180°C. La dureza nunca debe ser menor a los 61HRC. El enfriamiento de temple se realiza en aceite.

Estos aceros se utilizan para fabricar brocas, fresas, escariadores, avellanadores, brochas y otras herramientas de hasta 35 mm de diámetro. El defecto fundamental de estos aceros es la tendencia a la descarburación [16].

1.2.2 Aceros rápidos

Se utilizan ampliamente para fabricar las más diversas herramientas de corte que trabajan a altas velocidades y fuerzas de corte. Poseen un contenido de carbono entre 0,8 y 1,5 % de carbono. Son aceros de alto contenido de elementos de aleación. Entre estos el más importante es el Wolframio, quien conjuntamente con otros elementos químicos refractarios (Mo, Cr, V, Ti) es el encargado de garantizar la estabilidad al rojo o mantenimiento de las propiedades del acero a elevadas temperaturas de corte (alrededor de 700°C). La estructura después del recocido es de perlita y con contenido de carburos (hasta el 25%). Su dureza es de 207 – 255 HB [16].

1.2.3 Aceros para matrices.

Estos aceros son materiales que por sus condiciones de trabajo deben presentar unas propiedades muy altas tales como la resistencia al desgaste y resistencia a la temperatura. Existen dos clases de aceros para matrices y estos son los de trabajo en frío y trabajo en caliente [17]

1.3.3.1 Aceros para matrices de conformación en frío.

Las herramientas para estampar el metal en frío trabajan en condiciones de intenso desgaste bajo cargas considerables y diferente carácter de la carga (presión, choques) [17], así como calentamiento por fricción de las capas superficiales. Por lo tanto deben poseer las siguientes propiedades:

- Alta dureza y resistencia al desgaste.
- Suficiente tenacidad.
- Pequeña deformación en el temple.
- Buena templabilidad.

Para matrices y estampas pequeñas (25 – 30 mm) se pueden utilizar los aceros al carbono de los tipos AISI/SAE: W108, W209, W110. Para matrices un poco mayores se emplean aceros de alta templabilidad de los tipos AISI/SAE: F1, S1, O1, O2.

Para estampas grandes con presiones hasta 1600 Mapa, se utilizan aceros con 1,0 a 1,2% de carbono y alrededor de 12% de Cr. El tratamiento térmico de estos aceros es muy similar al de los aceros de corte rápido.

Consiste en un calentamiento escalonado hasta 1000 – 1050°C y el revenido a temperaturas de 150 – 170°C. El revenido puede hacerse doble si el 41% de

austenita residual después del temple es elevado. La dureza después del tratamiento térmico es de 61 - 63 HRC. El enfriamiento del temple se realiza en aceite.

Las nomenclaturas más utilizadas de estos aceros, corresponden de acuerdo a la AISI/SAE con las siguientes denominaciones: A2, D3, D2.

1.3.3.2 Aceros para matrices de conformación en caliente.

Los aceros para matrices destinadas a la conformación en caliente deben poseer altas propiedades mecánicas a temperaturas elevadas, soportar calentamientos y enfriamientos cíclicos sin formación de grietas, así como una alta templabilidad.

El acero AISI/SAE: L6 posee entre 0,4 y 0,5% de carbono y alrededor de 2% de níquel que le da alta resistencia al impacto por golpes, de ahí que se destine a estampas y herramental de conformación en caliente que trabaja en martillos, martinets y otras máquinas de conformar mediante cargas dinámicas. Su temple alcanza entre 200 y 300 mm de profundidad [18].

La temperatura del temple se encuentra entre 820 y 850°C con enfriamiento en aceite. El revenido se da a temperaturas entre 500 y 580°C. La dureza que se debe alcanzar se encuentra entre 35 – 45 HRC.

Los aceros AISI/SAE: H11, H13, H10, y H20, se utilizan para estampas de recalcado y laminado en caliente y para moldes de fundición bajo presión. La adición de wolframio, cromo y otros elementos refractarios le conceden a estos aceros termo-resistencia y estabilidad al rojo. Para disolver los carburos complejos que se originan como resultado de la composición química antes señalada los aceros se templan a temperaturas de 1050 a 1100°C y se enfrían en aceite. El revenido se da a temperaturas de 560 a 650°C y se obtiene una dureza de 45 – 50 HRC.

2. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LOS ACEROS

El estudio de los procesos de tratamientos térmicos del acero comenzó por D. Chernov de los puntos críticos del acero en 1868.

El postulado de Chernov acerca de que las propiedades de los aceros se determinan por la estructura y que esta depende de la temperatura de calentamiento y de la rapidez del enfriamiento, fue generalmente reconocido y durante los decenios siguientes, los investigadores establecieron la relación entre la estructura y las condiciones de su formación (principalmente la temperatura de calentamiento y la velocidad de enfriamiento). En los años 20 y 30 de este siglo, los investigadores como el soviético S. Steinberg, los norteamericanos Mell y Bain, los alemanes Weber, Hannerman y Esser con sus numerosas y profundas investigaciones establecieron la cinética de las transformaciones del acero en sus diferentes composiciones químicas [11].

2.1 TRANSFORMACIONES DURANTE EL TRATAMIENTO TÉRMICO DE LOS ACEROS

Durante los procesos de tratamiento térmico, los aceros sufren transformaciones a nivel micro-estructural las cuales permiten el cambio de propiedades mecánicas, ya sea para incrementar su resistencia mecánica o para reducirla. También estas transformaciones permiten hacer alivios de tensiones internas causadas por procesos térmicos o procesos de mecanizado.

2.2.1 Transformaciones durante el calentamiento del acero.

Para el análisis de las transformaciones durante el calentamiento de los aceros, se tomará la parte del diagrama Fe-C correspondiente a las aleaciones por debajo de 1147°C de temperatura y por debajo de 2,14% de Carbono [9]. A las curvas de transformaciones de fase se le asignarán las siguientes nomenclaturas (ver Figura 9):

- A_1 (Ac_1): Línea de la reacción eutécticoide.
- A_3 (Ac_3): Línea de transformación alotrópica de austenita en ferrita.
- A_m (Ar_{cm}): Curva de pérdida de solubilidad de la austenita.

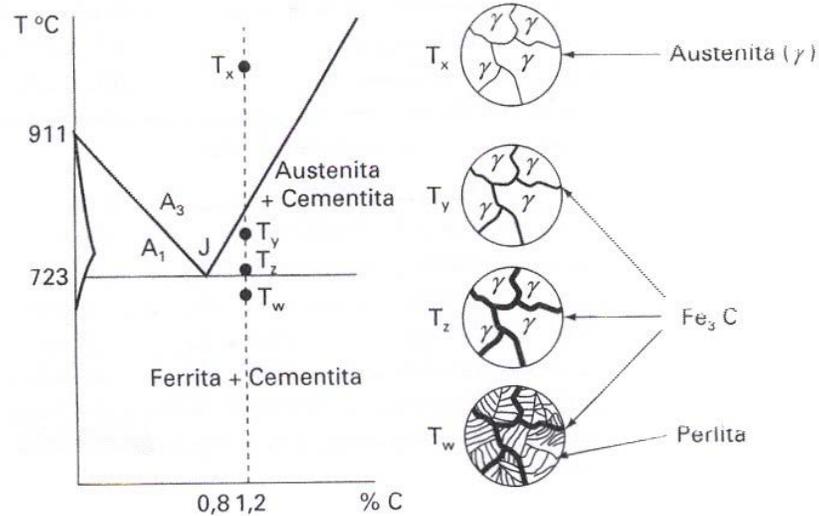


Figura 9. Zona del Diagrama Fe-C correspondiente a la reacción eutéctica con las curvas de transformación de fases empleadas en el tratamiento térmico del acero.

Para el estudio de las transformaciones de fase del acero se utilizará el acero eutéctico es decir, aquel que tiene 0,8% C y 100% de perlita. Durante las transformaciones de fase del resto de los aceros, habrá que tener en cuenta la presencia de otros constituyentes estructurales como lo son la ferrita y la cementita.

El comienzo de la transformación de perlita en austenita solo puede efectuarse, si el calentamiento es muy lento. En las condiciones normales de recalentamiento la transformación se retrasa y se obtiene un sobrecalentamiento. La perlita sobrecalentada por encima del punto crítico se transforma, a velocidad distinta en dependencia del grado de sobrecalentamiento en la austenita [11].

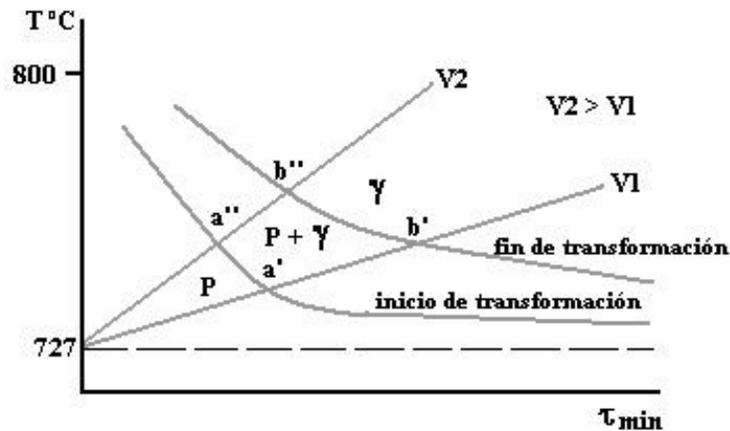


Figura 10. Diagrama de transformación de fase de la perlita durante el calentamiento.

La posición de las curvas muestra que mientras más altas son las temperaturas la transformación ocurre en un intervalo menor de tiempo y tanto más elevada es la temperatura de transformación. El tiempo entre el inicio y final de la transformación se denomina de incubación [9].

La transformación se caracteriza por la formación de austenita y la desaparición de la perlita (ver Figura 10). Para homogeneizar la composición química después que ocurra la transformación es necesario dar un tiempo de mantenimiento para que mediante los procesos difusivos la composición en carbono de la misma sea la misma en toda la austenita. Téngase en cuenta que la austenita se origina de la ferrita que tiene 0,02%C y de la cementita que presenta 6,67%C. La composición en carbono de ambas fases es muy disímil. Este tiempo de mantenimiento debe tenerse siempre en cuenta desde el punto de vista tecnológico.

2.2.2 Transformaciones durante el enfriamiento del acero (Diagrama T.T.T.).

Para el estudio de las transformaciones de fase durante el enfriamiento, se emplea el diagrama de descomposición isotérmica de la austenita denominado también diagrama T.T.T. el cual se construye en coordenadas temperatura vs tiempo. En esas coordenadas se sitúan sobre el diagrama las curvas de enfriamiento. Para el análisis de este epígrafe se empleará el diagrama T.T.T. correspondiente al acero eutectoide (0,8%C) [11].

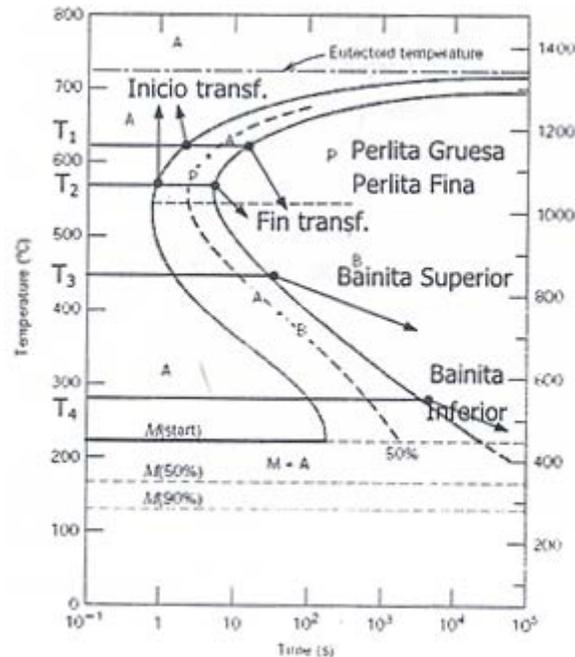


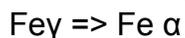
Figura 11. Diagrama de descomposición isotérmica de la austenita (T.T.T.)

De la línea V1 que caracteriza el enfriamiento lento, se obtienen como producto final la perlita de poca dureza (de láminas gruesas). Cuando el enfriamiento es más rápido (V2 y V3) la velocidad de difusión disminuye formándose productos más dispersos y más duros (ver Figura 11).

Para templear el acero hay que enfriarlo con una velocidad tal que no tenga tiempo de producirse los procesos difusivos de descomposición de la austenita en la región superior de temperaturas. La velocidad mínima de enfriamiento, necesaria para que se forme la martensita a partir de la austenita se denomina velocidad crítica de temple (VC). Para templear un acero es necesario que se enfríe con una velocidad mayor que la crítica. Si el enfriamiento es menor que la crítica se obtendrán productos perlíticos, principalmente bainita superior, lo que disminuirá la dureza del acero.

2.1.2.1 Transformación martensítica.

Si la austenita se sub-enfría hasta la temperatura en la que la red de la austenita a pesar de la presencia de carbono disuelto en ella, es inestable, pero la velocidad de difusión del carbono, debido a la temperatura, es tan pequeña que se efectúa la reestructuración de la red sin que precipite el carbono [11].



Sus principales características son:

- Ocurre sin difusión.
- Se origina martensita (solución sólida de carbono en hierro α) de red

tetragonal.

- El contenido de carbono de la martensita es igual al contenido de carbono de la austenita que la originó.
- La tetragonalidad de la martensita es proporcional al contenido de carbono.
- Se forma una estructura acicular (en forma de láminas o agujas).
- La transformación transcurre a intervalos a partir de la curva de inicio de transformación (M_s) hasta la curva final de transformación (M_f).
- Generalmente (M_f) se encuentran por debajo de 0°C por lo que en la estructura del acero siempre queda un pequeño por ciento de austenita que no se transforma denominado austenita residual.
- Es una transformación irreversible. Es decir, no se obtiene a partir de la martensita, martensita nuevamente.
- El metal queda en estado inestable con gran cantidad de tensiones internas.

2.2.3 Transformaciones durante el revenido.

Durante el calentamiento de una estructura martensítica ocurren en el acero las siguientes transformaciones.[18]

1. Entre 80°C y 200°C : Primera etapa del revenido. Disminuye la tetragonalidad de la martensita. La martensita que se obtiene con este revenido (martensita revenida con relación c/a cercana a 1) es casi cúbica. Se empieza a precipitar el carbono de la martensita.
2. Entre 200°C y 300°C : Segunda etapa del revenido. La austenita residual se transforma en una mezcla formada por solución sólida sobresaturada de carbono en hierro α (martensita revenida). Se forman carburos intermedios de fórmula Fe_2C .
3. Entre 300°C y 400°C : Tercera etapa del revenido. Se eliminan las tensiones residuales y la estructura de los carburos se torna cementítica. La estructura es denominada bainita de revenido (mezcla de cementita y ferrita). Aparece la fragilidad del revenido de primer género. El límite elástico alcanza su valor más elevado.
4. Más de 400°C y hasta 600°C : Se obtiene la bainita superior y la bainita inferior de revenido (mezclas de ferrita y cementita). Coalesce la cementita. La dureza disminuye mucho, pero se obtiene la mayor resistencia a la fatiga.

Conviene llamar la atención que en las mezclas de ferrita y cementita que se obtienen del revenido tienen una forma granular, mientras que las que se obtienen directamente de la austenita son laminares. Estas últimas presentan propiedades mecánicas inferiores a las provenientes del temple y el revenido.

2.2 CONCEPTOS PRÁCTICOS RELACIONADOS CON EL TRATAMIENTO TÉRMICO DE LOS ACEROS

Clasificación general de los tratamientos térmicos de los aceros.

1. Volumétricos: Temple, Revenido, Recocido, Normalizado.
2. Superficiales: Temple Superficial, Tratamientos Termoquímicos.

2.2.1 Tratamiento Térmico de Temple.

Consiste en un calentamiento entre 30 – 50°C por encima de A_{c3} para los aceros hipoeutectoides y 30 – 50°C por encima de A_{c1} para los aceros eutectoides e hipereutectoides (ver Figura 12).

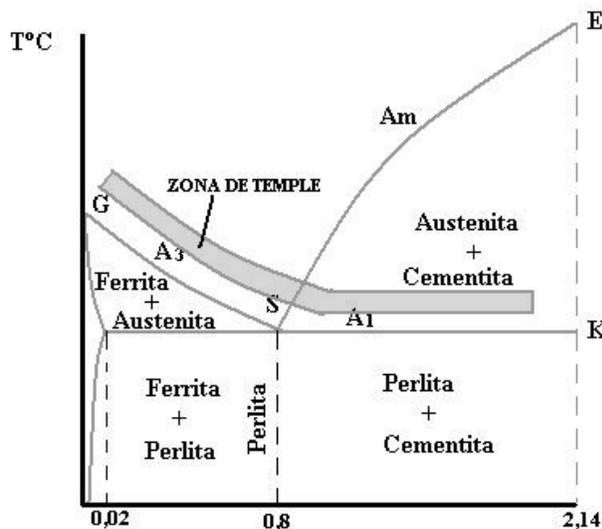


Figura 12. Temperaturas de calentamiento durante los tratamientos de temple.

Seguido de un enfriamiento enérgico en un medio adecuado, con velocidad mayor que la crítica de temple para obtener una estructura martensítica, dureza y resistencia en el acero [9]. Los medios más comunes de temple son:

- Agua
- Aceite
- Aire forzado
- Soluciones causticas
- Soluciones poliméricas.

La razón para que los aceros hipoeutectoides se austenizan completamente y los hipereutectoides no es que si se calienta entre A_{c1} y A_{c3} en los aceros hipoeutectoides queda parte de ferrita en la estructura austenítica y al enfriarse, se hereda en la transformación martensítica y esto ocasiona una disminución de la resistencia y la dureza (este defecto se denomina temple incompleto). Es por ello que en estos aceros se da temple completo (por encima de A_{c3}).

En el caso de los aceros hipereutectoides hay varias razones para no incrementar la temperatura por encima de A_{c_m} :

1. Aumenta mucho el tamaño del grano austenítico.
2. Se descarburan más la superficie del acero.
3. Disminuye algo la dureza de la estructura de martensita porque aumenta la cantidad de austenita residual.

Según lo anterior de acuerdo a la temperatura de calentamiento hay dos tipos de temple: completo e incompleto.

El tiempo total (T_{total}) que dura el tratamiento térmico se compone del tiempo de calentamiento hasta la temperatura dada (T_c) y el tiempo de permanencia a esta temperatura (T_p) (ver ecuación 3).

$$T_{total} = T_c + T_p$$

Ecuación 3 [11]

La magnitud de T_c depende de la aptitud del medio para calentar, de las dimensiones de las piezas y de la colocación en el horno. T_p depende de la velocidad de los cambios de fase, la cual está determinada por el grado de calentamiento por encima del punto crítico y por la difusión de la estructura inicial. En la práctica T_p puede tomarse como 1 min x mm para los aceros al carbono y 2 min x mm para los aceros aleados. El tiempo de calentamiento depende de muchos factores y puede oscilar entre 1 – 2 min para piezas pequeñas en baños de sales y muchas horas en piezas grandes en hornos de cámara.[11]

2.2.1.1 Templabilidad

Se entiende por templabilidad la profundidad a la que penetra en la pieza la zona templada. La templabilidad incompleta se explica porque durante el temple, la pieza se enfriará más rápido en la superficie que en el centro.

Es evidente que en la medida que disminuye la velocidad crítica de temple aumenta la profundidad de la capa templada y si la V_c es menor que la velocidad de enfriamiento en el centro de la pieza, esta sección se templará completamente. Por consiguiente, cuanto menor sea V_c , tanto mayor será la templabilidad [9].

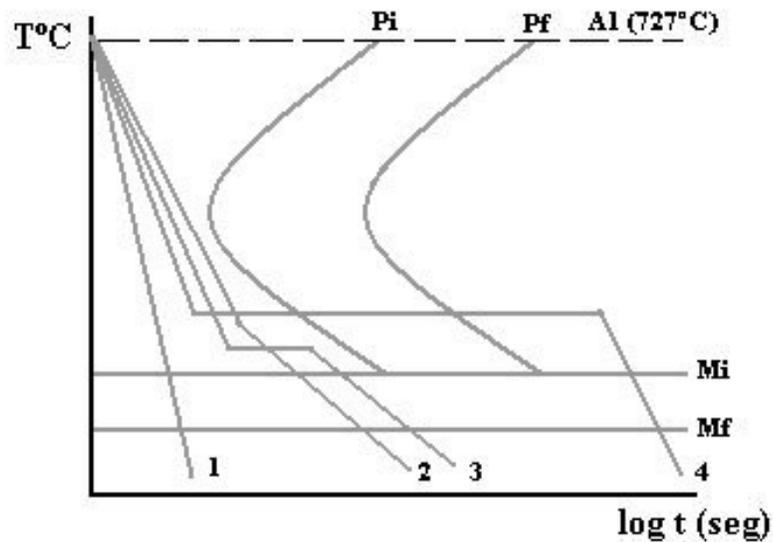


Figura 13. Tipos de temple: Curvas de enfriamiento de los diferentes tipos de temple representadas en el diagrama T.T.T. Donde 1. Temple continuo (en un solo medio). 2. Temple escalonado (en dos medios). 3. Temple Escalonado (Mantempering). 4. Temple isotérmico (Austempering).

- **Temple continuo de austenización completa:** Se efectúa a los aceros hipoeutectoides. En este caso se calienta el material 50°C por encima de la temperatura crítica superior A_3 o bien la temperatura de transformación alotrópica de austenita en ferrita, para luego enfriarse en el medio más apropiado para obtener la martensita.
- **Temple continuo de austenización incompleta:** Para este caso es aplicado en los aceros hipereutectoides. Se calienta el material 50°C por encima de la temperatura A_{cm} , en el que la perlita se transforma en austenita, dejando intacta la cementita, seguido de un enfriamiento a una temperatura superior a la crítica, obteniéndose una estructura de martensita y cementita [11].

2.2.1 Tratamiento Térmico de Revenido.

Uno de los orígenes de la aparición de grietas en las piezas templadas es la presencia de tensiones internas producto de la transformación martensítica. Para evitar este defecto es necesario aplicar el tratamiento térmico de revenido posterior al temple.

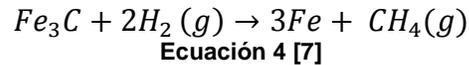
El revenido es un proceso de tratamiento térmico que consiste en del acero templado hasta temperaturas por debajo de A_{c1} , mantenimiento y enfriamiento posterior a la velocidad adecuada. Su objetivo es eliminar las tensiones internas y estabilizar la estructura martensítica [9].

2.2.2 Recocido.

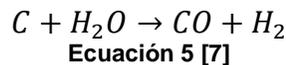
Es una de las operaciones de tratamiento térmico más importantes y utilizadas en el tratamiento térmico del acero. Consiste en calentar el acero hasta una temperatura dada, un mantenimiento a esa temperatura y un enfriamiento lento en el horno. Se obtienen estructuras de equilibrio, son generalmente tratamientos iniciales. Ablandan el acero. Atendiendo que existen diferentes tipos [11].

2.3 DESCARBURACIÓN

Descarburación es la pérdida de átomos de carbono de la superficie de acero, a menudo se produce a altas temperaturas en atmósferas en las que los elementos oxidantes están presentes. Por ejemplo, la presencia de hidrógeno ha demostrado que es posible descarburar aleaciones de hierro a través de la producción de gas metano, como se muestra en la Ecuación 4. En el caso de una atmósfera rica en hidrógeno, las burbujas de metano no penetran fácilmente a través del acero y, como tal, se acumulan en los bordes de los granos de la pieza.



Alternamente la presencia de hidrogeno y vapor de agua descarburan los aceros así como se puede observar en la Ecuación 5



La eliminación de carbono de la superficie de un acero resulta en la reducción de las propiedades mecánicas de la pieza. Por ejemplo, caídas significativas en la resistencia a la fatiga se observan a menudo. También contribuyen al debilitamiento de la pieza el crecimiento del grano que es evidente tras la eliminación de carbono. Se ha demostrado, sin embargo, que la adición de elementos de aleación en grandes cantidades, incluyendo cromo (18%) y níquel (8%) reducen el nivel de descarburación en las aleaciones de hierro [7].

Para el caso de la descarburación a través de una matriz de ferrita, un esquema de un perfil de carbono se muestra en la Figura 14, que se puede utilizar para estimar la profundidad de descarburación. Específicamente, la profundidad de descarburación en ferrita de aleaciones de Fe-C, se mantuvieron a temperatura constante en el aire puede predecirse a través de la Ecuación 6

$$X = \sqrt{\frac{6C_b \cdot D \cdot t}{3C_t - 2C_b}}$$

Ecuación 6 [7]

Donde X es la profundidad de descarburación de ferrita, D es el coeficiente de difusión de carbono en la ferrita, C_b es la solubilidad del carbono en la ferrita, C_t es la composición de carbono inicial de la aleación y t es el tiempo.

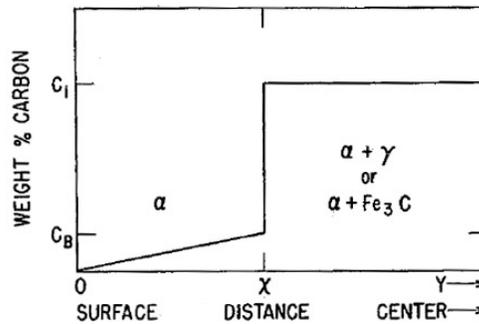


Figura 14. Esquema del perfil de una muestra parcialmente descarburada.

La presencia de carburos en una pieza de acero puede en gran medida la velocidad de descarburación de la muestra y la disolución de precipitados ha sido estudiada. Un esquema sencillo que representa la disolución de una partícula esférica cementita se muestra en la Figura 15. En este caso, no es simplemente la difusión de carbono a través de la micro-estructura y la reacción en la superficie que determinan la tasa de descarburación. Algunos de los factores más importantes que controlan la disolución de carburo son la temperatura, el tamaño de la pieza, la química de la atmósfera, y la distribución de elementos de aleación. La investigación ha demostrado que el aumento de curvatura generalmente tiende a aumentar las velocidades de disolución cuando la diferencia de composición entre el precipitado y la matriz es pequeña. Sin embargo, también se ha demostrado que la curvatura del Fe_3C se precipita, específicamente, no afecta significativamente la cinética de disolución de los precipitados de cementita. La velocidad de disolución se puede disminuir significativamente a través de la presencia de partículas de difusión superpuestas, así como la presencia de elementos de aleación adicionales [7].

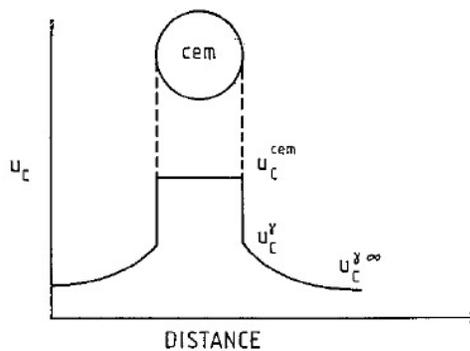


Figura 15. Esquema de la disolución de una partícula esférica cementita [7].

3. MATERIALES Y MÉTODOS

En este capítulo se muestra los materiales seleccionados para esta investigación, los tratamientos térmicos realizados, la preparación para observación metalográfica, la espectrometría de emisión óptica, las técnicas de medición de dureza, la observación micro estructural con microscopía electrónica de barrido y finalmente la técnica de análisis de composición química mediante EDS.

3.1 MATERIALES

Los materiales usados en esta investigación son aceros grado herramienta los cuales son muy versátiles debido a su composición química y diferentes propiedades mecánicas adquiridas por su alta aleación y el tratamiento térmico adecuado.

3.1.1 Dimensiones de las probetas.

Para esta investigación se tuvo en cuenta el tamaño promedio de algunas herramientas de fabricadas con los aceros de esta investigación las dimensiones para la consecución de los materiales en estado de suministro fue de 100 mm de largo, 50 mm de ancho y 20 mm de espesor; dichas probetas pueden verse en su estado inicial en la Figura 25.

3.1.2 Acero AISI D2.

3.1.2.1 Generalidades.

Es un acero con alto contenido de carbono y cromo, aleado con molibdeno y vanadio caracterizado por [19]:

- Alta resistencia al desgaste.
- Alta estabilidad para endurecimiento.
- Alta resistencia a los esfuerzos de compresión.

C		Mn		P	S	Si		Cr		V		W		Mo	
mín	máx	mín	máx	máx	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx
1.40	1.60	0.10	0.60	0.030	0.030	0.10	0.60	11.0	13.0	0.50	1.10	----	----	0.70	1.20

Tabla 3. Composición química del acero D2. [22]

3.1.2.2 Propiedades.

Es un acero con 12% de cromo, material de alta resistencia al desgaste adhesivo y abrasivo debido a su alto volumen de carburos duros en su matriz; buena tenacidad, estabilidad dimensional, resistencia a la compresión, y material apto para el tratamiento termoquímico de nitruración debido a su curva de endurecimiento secundario. En la Tabla 3 podemos ver la composición química de acuerdo a la norma ASTM A 681.

3.1.2.3 Aplicaciones.

Este material es usado en: corte en frío, estampado, troquelado, cuchillas de corte, boquillas de extrusión, herramientas de corte, inyección de plásticos abrasivos como el PVC.

3.1.3 Acero AISI D3.

3.1.3.1 Generalidades.

Es un acero con alto contenido de carbono y se caracteriza por su alta resistencia al desgaste abrasivo [20].

C		Mn		P	S	Si		Cr		V		W		Mo	
mín	máx	mín	máx	máx	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx
2.00	2.35	0.10	0.60	0.030	0.030	0.10	0.60	11.0	13.5	----	1.00	----	1.00	----	----

Tabla 4. Composición química del acero D3. [22]

3.1.3.2 Propiedades.

Es un acero con un 12% de cromo, la resistencia al desgaste es excelente debido al alto volumen de carburos duros y en la matriz de acero, con alta dureza superficial después del tratamiento térmico, posee dureza media, dimensionalmente estable, de alta resistencia a la compresión, no presenta endurecimiento secundario. En la Tabla 4 podemos ver la composición química de acuerdo a la norma ASTM A 681.

3.1.3.3 Aplicaciones.

Acero para herramientas de corte y herramientas de dibujo de gran resistencia al desgaste, para rodillos con alta estabilidad dimensional, herramientas de embutición profunda, herramientas para alambre, barras y tubos de producción, así como también se emplea en las cuchillas de corte en frío para chapas finas.

3.1.4 Acero AISI H13.

3.1.4.1 Generalidades.

Acero con un alto contenido de Cr y Mo con buena resistencia a altas temperaturas [21].

C		Mn		P	S	Si		Cr		V		W		Mo	
mín	máx	mín	máx	máx	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx
0.32	0.45	0.20	0.60	0.030	0.030	0.80	1.25	4.75	5.50	0.80	1.20	----	----	1.10	1.75

Tabla 5. Composición química del acero H13. [22]

3.1.4.2 Propiedades.

Acero para trabajo en caliente con una buena resistencia al desgaste a altas temperaturas, alta dureza y resistencia a templeado, dependiendo de la aplicación.

En la Tabla 5 podemos ver la composición química de acuerdo a la norma ASTM A 681.

3.1.4.3 Aplicaciones.

Grandes herramientas de fundición, herramientas que necesitan una alta resistencia a temperaturas elevadas, matrices de forja, mandriles, matrices de extrusión.

3.2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Para estos materiales se realizaron los tratamientos térmicos típicos usados en la industria para estos materiales y dejando la dureza de trabajo que es usada en las diferentes herramientas hechas con estos materiales.

Debido a que estos materiales una vez son templados quedan con una dureza alta y son muy frágiles se hicieron los revenidos necesarios para dejar en durezas que varían entre los 60HRC para los aceros D2 y D3 y 52HRC para el acero H13.

En la Tabla 6 se puede ver las temperaturas de temple, las temperaturas de revenido, los tiempos de sostenimiento durante el temple y los sostenimientos durante cada uno de los revenidos realizados. Finalmente tenemos los medios de enfriamiento usados durante el temple y los respectivos revenidos.

Tratamiento térmico	Acero	Temperatura °C	Tiempo de sostenimiento	Medio de enfriamiento
Temple	D2	1020	20min	Baño de sales
Revenido	D2	520	1 hora	Aire tranquilo
Revenido	D2	575	1 hora	Aire tranquilo
Revenido	D2	480	1 hora	Aire tranquilo
Temple	D3	980	20min	Aceite
Revenido	D3	350	1 hora	Aire tranquilo
Revenido	D3	300	1 hora	Aire tranquilo
Revenido	D3	350	1 hora	Aire tranquilo
Temple	H13	1025	20min	Aceite
Revenido	H13	550	1 hora	Aire tranquilo
Revenido	H13	570	1 hora	Aire tranquilo
Revenido	H13	550	1 hora	Aire tranquilo

Tabla 6. Condiciones de tratamiento térmico para los aceros de estudio.

Los tratamientos térmicos de temple y revenido se llevaron a cabo en las instalaciones de la empresa QPQ METALES Y TRATAMIENTOS quienes nos asesoraron en el proceso de tratamiento térmico y prestaron los equipos y personal para la realización de estas pruebas.

Las piezas fueron tratadas individualmente y se realizó un amarre individual tal como se observa en la Figura 16 para facilitar su manipulación durante los procesos del tratamiento térmico.

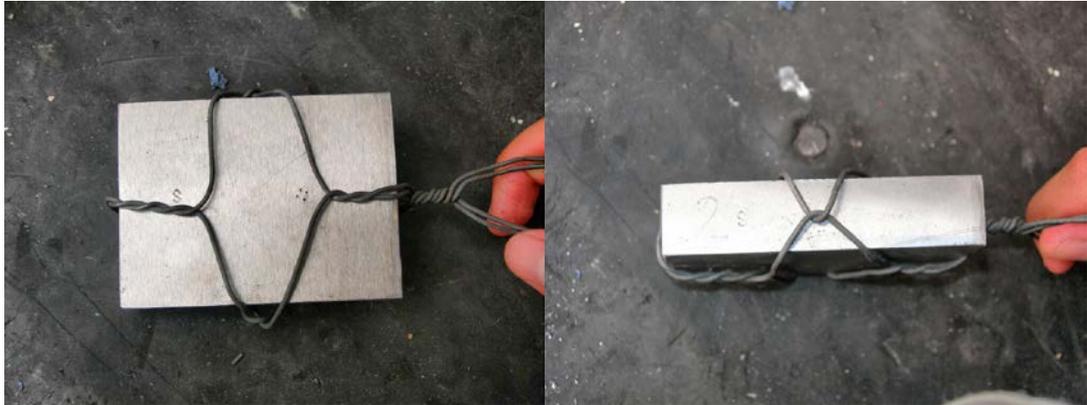


Figura 16. Amarre de las probetas para facilitar su manipulación.



Figura 17. Recubrimiento con solución de alcohol y cal.

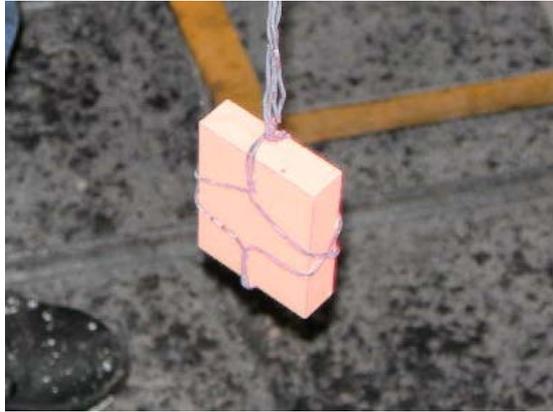


Figura 18. Pieza lista para sumergir en baño de sales.

Para prevenir la descarburación de los materiales se QPQ METALES Y TRATAMIENTOS sumerge las piezas en una solución de alcohol y cal tal como se observa en la Figura 17.

Una vez las muestras han pasado el tiempo de austenización descrito en la tabla 6 son sacadas del horno y llevadas rápidamente al medio de enfriamiento para de esta manera tener un choque térmico que incremente la dureza del acero. En la Figura 18 se puede observar la muestra de acero D2 lista para sumergir en el baño de sales.

3.3 PREPARACIÓN METALGRÁFICA

Estas muestras fueron preparadas para observación microscópica usando las técnicas estándar de preparación metalográfica mostradas y explicadas en la norma ASTM E 3. Las muestras fueron preparadas en su sección transversal para así poder analizar detalladamente el espesor de la capa descarburada antes y después del tratamiento térmico [23].

3.3.1 Corte.

En esta parte de preparación de las probetas se procedió a realizar cortes con la cortadora de disco para metalografía del laboratorio de materiales de la ECCI, de allí se sacaron 3 muestras por acero de 20 mm de largo, 20 mm de ancho y 20 mm de espesor cada muestra. En la Figura 19 se muestra el proceso de corte de una de las muestras en el laboratorio de materiales de la ECCI.



Figura 19. Proceso de corte de las muestras.

3.3.2 Pulimento.

Cada muestra tomada de cada probeta preparó con lijas de agua de SiC con grano de tamaño 120, 300, 400, 600 y 1200, en la Figura 20 se puede observar la preparación en el desbaste inicial. El pulimento final se realizó usando alúmina de $0.5\mu\text{m}$ y $0.01\mu\text{m}$ en suspensión.

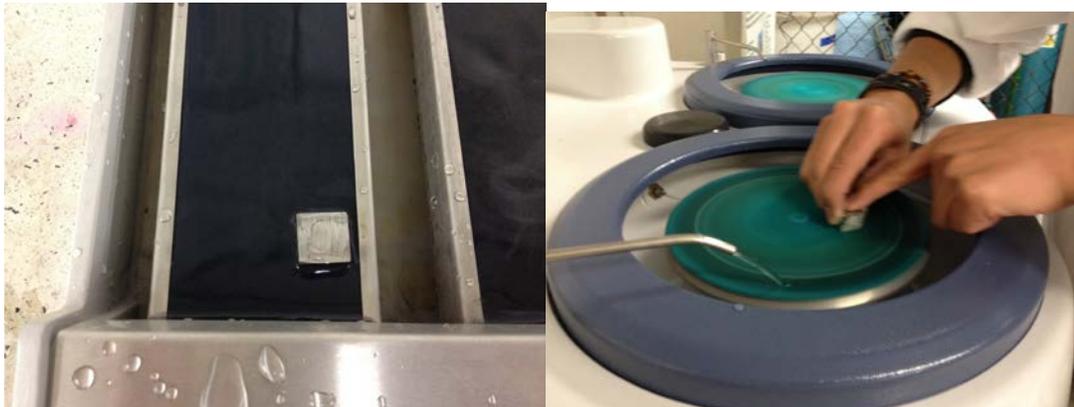


Figura 20. Pulimento de desbaste con papel abrasivo de SiC y pulimento de acabado final con alúmina en suspensión.

3.3.3 Ataque químico.

El ataque químico de los materiales se realizó con NITAL al 3% para cada muestra. Este ataque se realiza con el fin de revelar la microestructura, la capa descarbonada y la distribución de los carburos en la matriz. Cada muestra se atacó por un tiempo aproximado de 50 segundos.

3.4 ESPECTROMETRÍA

Con la espectrometría de emisión óptica se pretende establecer la composición química de las muestras y compararlas con los requerimientos de la norma. En esta investigación se utilizó un equipo de espectrometría de emisión óptica marca

OXFORD modelo PMI MASTER PRO el cual no necesita destruir la muestra ya que es un equipo portátil.

Esta técnica analiza las longitudes de onda de los fotones emitidos por los átomos o moléculas durante su transición de un estado excitado a un estado inferior de energía. Cada elemento emite una longitud de onda característica la cual es observada para de esta manera determinar el porcentaje de los elementos que componen una aleación.

En la espectrometría de emisión óptica usada los átomos en una muestra son excitados por energía que proviene de una chispa formada entre la muestra y un electrodo. La energía de la chispa causa que los electrones en la muestra emitan luz, la cual es convertida a un modelo espectral; los analizadores del espectrómetro tienen un prisma que descompone la luz en las diferentes longitudes de onda y posteriormente es llevada a los analizadores donde por medio de la intensidad de la onda se puede conocer el porcentaje de cada elemento.

3.5 DUREZA

Es un ensayo destructivo con el cual se pretende medir la dureza en superficie de un material, para esta investigación se aplicaron tres escalas de medición de dureza donde dos de ellas son usadas en la industria para la comercialización de los materiales y la tercera escala usada para el análisis de la capa descarbonada. A continuación se mencionara brevemente las escalas usadas.

3.5.1 Dureza Rockwell (HRC).

Esta dureza se expresa con números de dureza obtenidos con una prueba del tipo indentación (penetración superficial) con base en la profundidad debida a un aumento de carga. Las escalas de medición Rockwell son las más usadas en la industria por su facilidad de medición, el poco tiempo necesario para obtener un resultado y por su lectura directa.

Para esta investigación se utilizó la escala de lectura directa Rockwell C la cual usa un indentador de diamante cónico con un ángulo de 120° y un radio en la punta de 0.02032mm y aplica una carga de 150Kgf [10, 24].

3.5.2 Dureza Brinell (HBW).

Es una escala de medición usada en metales blandos y puede tomar hasta metales con una dureza no superior a los 52HRC o 525HBW ya que las medidas superiores a esta no son confiables ya que este método usa una esfera de acero endurecido o una esfera de carburo de tungsteno. Para diferenciar cuando se hace la medición con una esfera de acero se representa HBS y cuando se realiza la medición con una esfera de tungsteno se representa HBW [10, 25].

3.5.3 Dureza Vickers (HV).

Es una escala de medición la cual es similar a la Brinell pero esta utiliza como indentador una pirámide de diamante de 136° , esta es una escala de micro dureza la cual es utilizada para medir la dureza en regiones puntuales o en el caso de los aceros para medir la dureza de los carburos en la matriz [10]. Esta dureza es representada HV[26].

3.6 OBSERVACION EN S.E.M.

Con el SEM (microscopio electrónico de barrido) se pretende estudiar la capa descarbonada de una manera más precisa ya que con este equipo se tiene la posibilidad de hacer un análisis de la composición química del material en un área determinada o en un punto específico y así conocer la distribución de los elementos aleantes en la matriz del mismo y en la capa descarbonada.

3.6.1 Principio de funcionamiento del SEM

Aunque los fundamentos teóricos del TEM y del SEM son parecidos, es útil destacar cuales son los puntos principales comunes y que diferencian ambos sistemas los cuales se describen en la Tabla 7.

TEM	SEM
Haz electrónico estático	Haz electrónico móvil
Necesidad de secciones ultrafinas	Muestras íntegras
Lente proyectara	Ausencia de lente proyectara
Imagen en dos dimensiones	Imagen tridimensional
Aumentos hasta 500.000	Aumentos hasta 140.000
Necesidad de alto vacío	Necesidad de alto vacío
Haz electrónico no puntual	Haz electrónico puntual
Electrones transmitidos	Electrones secundarios
Pantalla en el interior de la columna	Pantalla en tubo Brown
Resolución de 0,5 nm	Resolución de 10 nm
Contraste químico de la muestra	Contraste no químico

Tabla7. Diferencias entre TEM y SEM.

El fundamento del SEM radica en que los electrones emitidos por un cátodo de tungsteno pasan a través de una columna en la que se ha hecho vacío de alrededor de 10^{-7} Torr. En ésta, el haz iniciales concentrado por una serie de lentes electromagnéticas (condensadora, objetivo) desde unos 25.000-50.000 nm hasta unos 10 nm; es decir, su diámetro va disminuyendo hasta hacerse casi puntual. Al mismo tiempo, la intensidad de corriente se disminuye desde unos 1 o-14Á hasta unos w-10-1o-12 Á. Esta disminución en la intensidad implica una menor cantidad de electrones primarios ya que la intensidad inicial de w-14 Á supone una emisión de 1015 e-/seg, mientras que en la definitiva, de w-12 Á, es de 6.106 e-/seg [27].

En la figura 21 se muestra el esquema de funcionamiento de un microscopio de barrido electrónico.

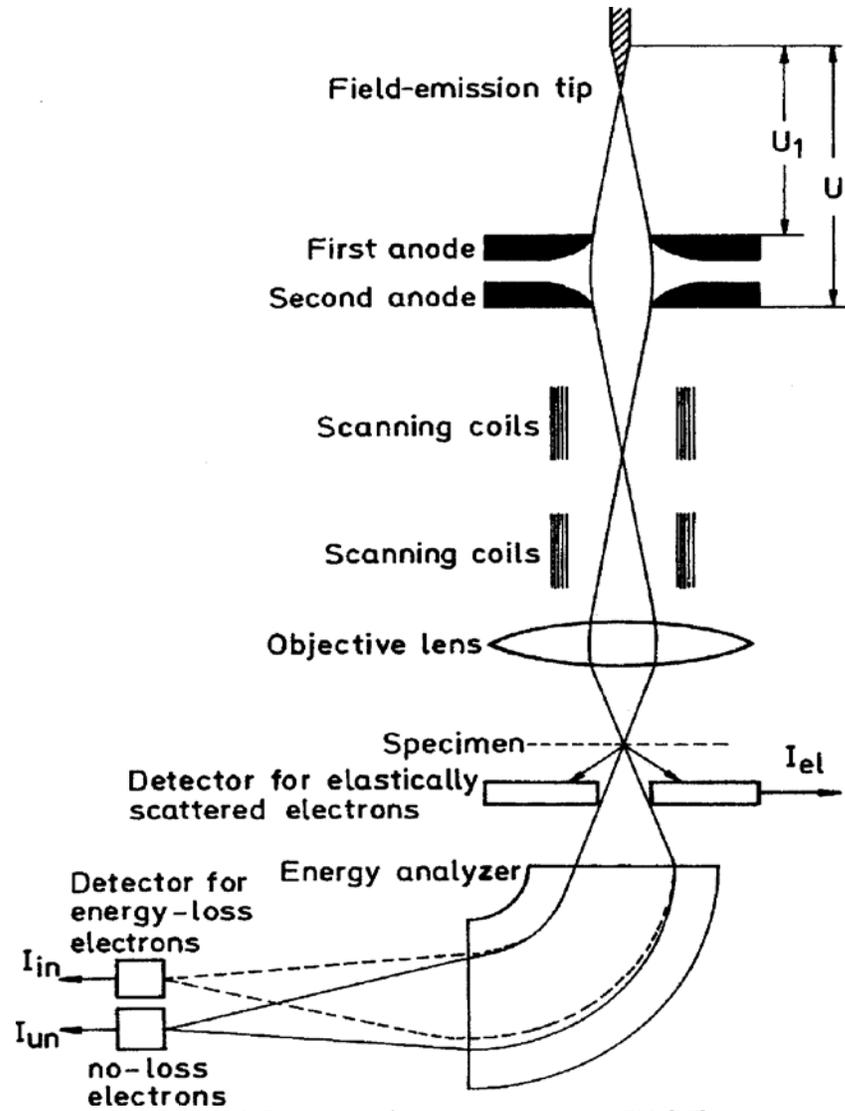


Figura 21. Esquema de funcionamiento de un SEM. [27]

4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En este capítulo se presenta los resultados de la investigación realizada. Los resultados de las composiciones químicas realizadas las cuales se hicieron con el fin de determinar si el acero está dentro de las tolerancias de la norma ASTM A 681, las durezas tomadas en superficie antes y después del tratamiento térmico, las micro durezas tomadas y finalmente las observaciones realizadas en SEM con los análisis EDS.

4.1 ANÁLISIS DE COMPOSICIÓN QUÍMICA

Las composiciones químicas se realizaron usando el método de espectrometría de emisión óptica con un equipo portátil PMI MASTER PRO. En la Tabla 8 podemos observar los resultados de estas composiciones químicas realizadas a las muestras.

	D2	D3	H13
ELEMENTO	%	%	%
C	1,66	2,08	0,455
Si	0,362	0,326	1,00
Mn	0,331	0,472	0,428
Cr	10,4	10,5	5,23
Mo	0,702	0,196	1,32
Ni	0,303	0,23	0,0848
Al	0,0205	0,0344	0,0593
Co	0,0434	0,0317	0,0128
Cu	0,0758	0,0595	0,0963
Nb	0,0318	0,0299	0,0147
Ti	< 0,0050	< 0,0250	< 0,0010
V	0,625	0,0883	0,990
W	< 0,0250	0,55	0,0819
Pb	< 0,0100	< 0,0100	0,0365

Tabla 8. Composición química de los materiales usados en la prueba.

4.1.1 Comparación de resultados.

En la tabla 9 se realiza la comparación de la composición química del acero D2 obtenida en la espectrometría respecto a los valores de la norma ASTM A 681 donde los valores que están indicados como máximos y mínimos corresponden a los solicitados por la norma y los valores que se encuentran en la siguiente fila corresponden a los valores obtenidos.

Podemos apreciar que hay un 0,06% más de C respecto al valor máximo de la norma; el Sise encuentra dentro de los valores requeridos por la norma. El valor del Cr se encuentra 0.6% por debajo del límite inferior. El ensayo permitió detectar trazas de W las cuales son <0,0250% por lo que se trata este resultado como una impureza del material.

C		Mn		P	S	Si		Cr		V		W		Mo	
mín	máx	mín	máx	máx	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx
1.40	1.60	0.10	0.60	0.030	0.030	0.10	0.60	11.0	13.0	0.50	1.10	----	----	0.70	1.20
1,66		0,331		----	----	0,362		10,4		0,625		< 0,0250		0,702	

Tabla 9. Comparación D2.

En la tabla 10 se hace la misma comparación para el acero D3 donde se evidencia que el material no cumple con los requerimientos de la norma en el porcentaje de Cr; donde hay una diferencia del 0,5% con respecto al valor mínimo aceptado por la norma.

C		Mn		P	S	Si		Cr		V		W		Mo	
mín	máx	mín	máx	máx	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx
2.00	2.35	0.10	0.60	0.030	0.030	0.10	0.60	11.0	13.5	----	1.00	----	1.00	----	----
2,08		0,472		----	----	0,326		10,5		0,0883		0,55		0,196	

Tabla 10. Comparación D3.

En la tabla 11 se muestra el comparativo del acero H13 donde se puede evidenciar que los valores de los aleantes están dentro de los parámetros de la norma.

C		Mn		P	S	Si		Cr		V		W		Mo	
mín	máx	mín	máx	máx	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx
0.32	0.45	0.20	0.60	0.030	0.030	0.80	1.25	4.75	5.50	0.80	1.20	----	----	1.10	1.75
0,455		0,428		----	----	1,00		5,23		0,99		0,0819		1,32	

Tabla 11. Comparación H13.

4.2 DUREZAS

En todas las probetas se realizó la medición de dureza en la superficie antes y después de tratamiento térmico con el fin de ver su incremento de dureza con el tratamiento térmico realizado. Estas durezas fueron tomadas con un durómetro Misawa de banco con indentador para escala Rockwell C para llevar un control de la homogeneidad de la dureza en la superficie y tener un mejor control sobre el tratamiento térmico realizado.

4.2.1 Durezas de suministro.

Los resultados de dureza en estado de suministro para el acero D2 el valor registrado es de 245 HBW.

En el acero D3 la dureza registrada en superficie arroja un valor de 246 HBW.

Para el acero H13 la dureza registrada en superficie arroja un valor de 245 HBW.

Con los resultados obtenidos se puede determinar que estos aceros vienen en un estado de suministro recocido tal como lo indica la marca del fabricante al cual se le compró el acero.

4.2.2 Durezas de temple.

Una vez los aceros fueron templados y revenidos se realizó una medición de dureza en superficie como proceso de control típico de la empresa QPQ METALES TRATAMIENTOS para asegurar que la dureza que solicitó el cliente se cumpla. De no ser así se toman las medidas necesarias para lograr la dureza solicitada por el cliente.

- En el acero D2 se obtuvo un valor promedio de dureza después de tres indentaciones de 59 HRC.
- Para el acero D3 la dureza promedio registrada en superficie arrojó un valor de 62 HRC.
- Finalmente para el acero H13 la dureza promedio registrada en superficie arrojó un valor de 53 HRC.

En la Figura 28 se muestra una de las piezas durante la toma de dureza en las instalaciones de QPQ METALES Y TRATAMIENTOS.

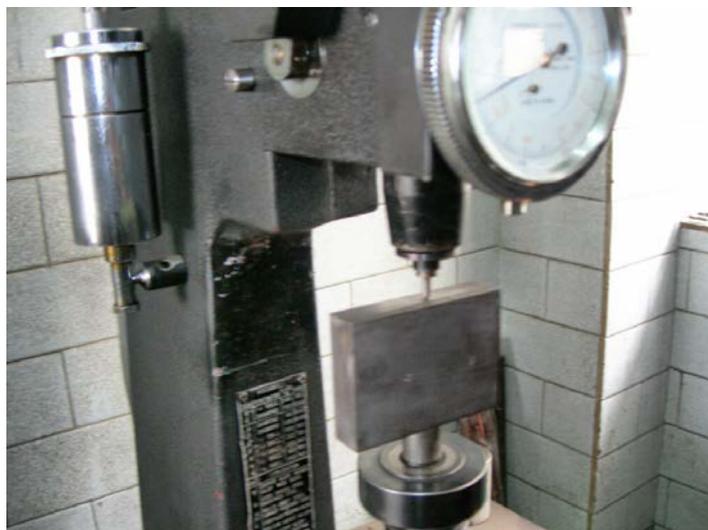


Figura 22. Muestra de acero durante el ensayo de dureza Rockwell C.

4.2.3 Micro dureza.

Los ensayos de micro dureza fueron tomados con un durómetro Vickers el cual arroja el valor de la medición directamente con un durómetro NEXUS Serie 703 el cual permite hacer un mapeo de dureza.

En la Figura 23 se correlacionan los valores de profundidad versus dureza para obtener resultados de la capa descarbonada en el acero D2.

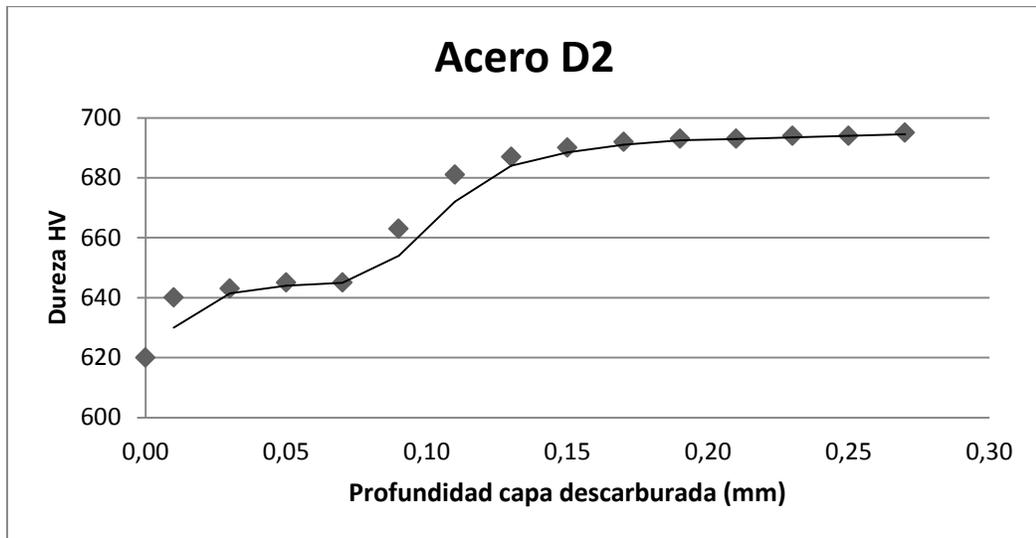


Figura 23. Gráfico de correlación entre la dureza y la profundidad de la capa descarbonada del acero D2.

Tal como se puede observar el acero presenta una profundidad en la capa descarbonada de 0.27mm que es el punto en el cual se observa que la dureza es constante.

En la Figura 24 se hace la correlación de resultados del acero D3.

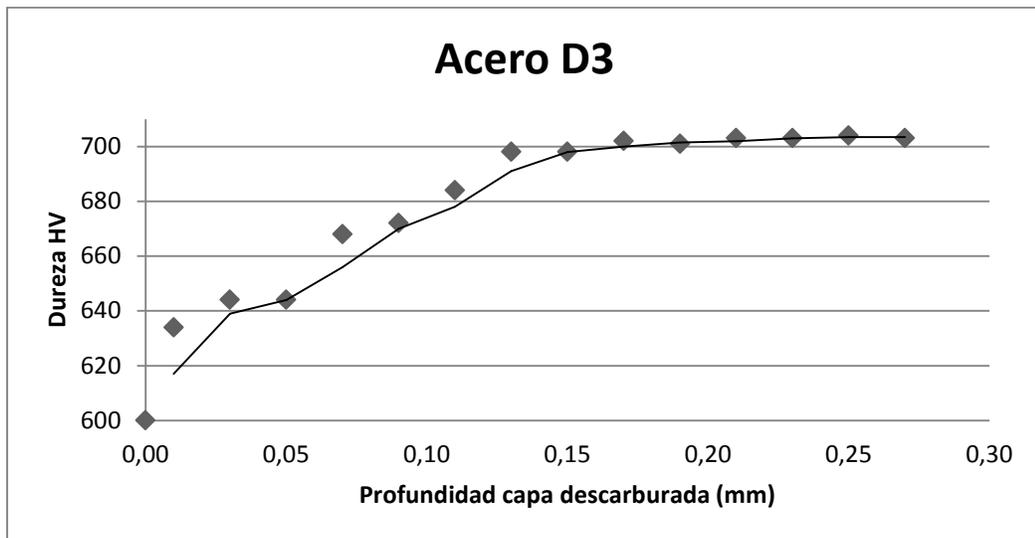


Figura 24. Gráfico de correlación entre la dureza y la profundidad de la capa descarbonada del acero D3.

De acuerdo al grafico mostrado se puede observar que la capa descarbonada tiene una profundidad de 0.17mm ya que desde ese punto la dureza empieza a mantenerse homogénea.

Finalmente en la Figura 25 se hace la correlación de los resultados del acero H13.

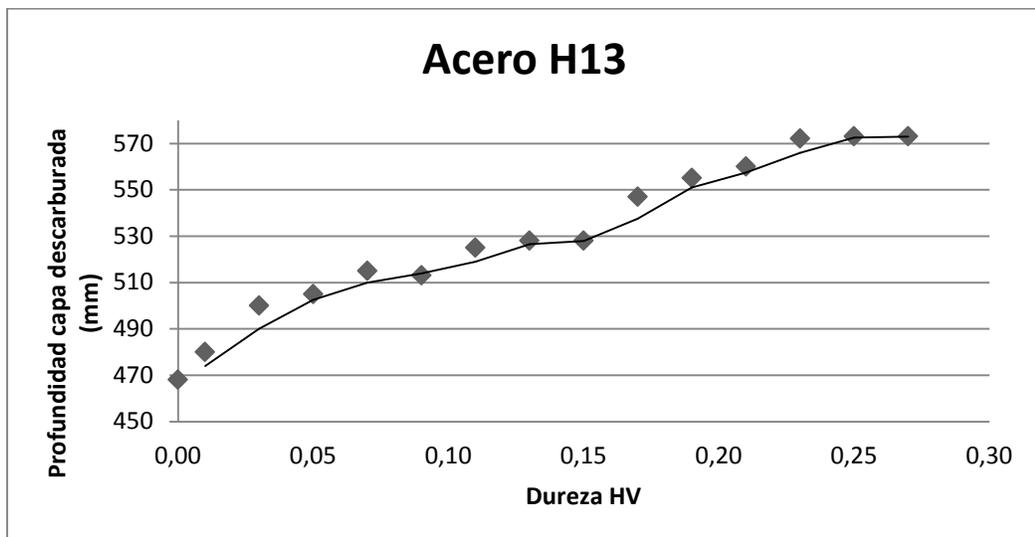


Figura 25. Gráfico de correlación entre la dureza y la profundidad de la capa descarbonada del acero H13.

En la grafica mostrada se puede observar la variación de dureza que hay en este material a medida que se hace el mapeo y se puede evidenciar que la variación de dureza se ve estabilizada a 0.25mm de profundidad donde se logra tener una dureza de 573HV.

Con estos resultados mostrados se logró determinar la profundidad de la capa descarbonada en condiciones normales de trabajo con las condiciones típicas y los tiempos de sostenimiento adecuados para el espesor de las muestras.

4.3 ANÁLISIS METALGRÁFICO

El análisis micro estructural fue realizado con un microscopio de barrido electrónico (SEM) JEOL JSM 6490-LV, con sonda EDS (*energy dispersive spectroscopy*), para realizar el mapeo elemental de las muestras de esta investigación.

4.3.1 Análisis metalográfico acero D2.

Al realizar las observaciones de la muestra se logra evidenciar la capa descarbonada del material, y también muy superficialmente se logra apreciar una capa de oxido. En la Figura 26 se puede apreciar las dos capas muy cercanas a la superficie de la muestra.

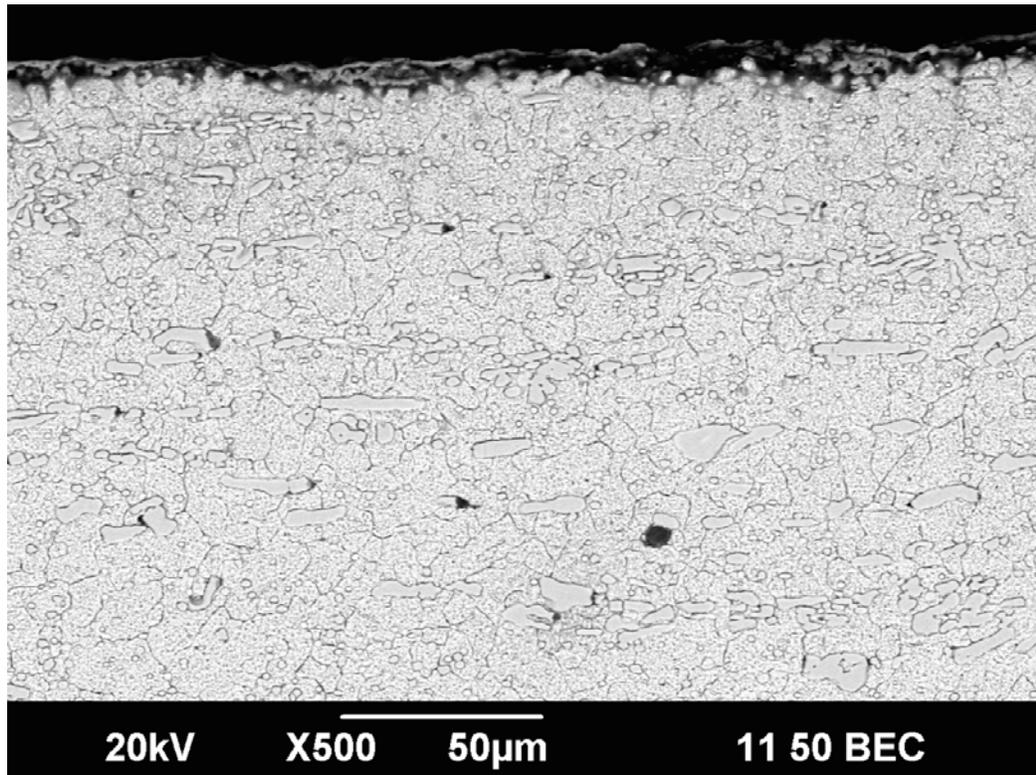


Figura 26. Micrografía de acero D2 templado y revenido.

Al realizar el mapeo elemental de en una pequeña región de esta muestra se logra apreciar que el contenido de carbono se ve reducido hacia la superficie, en la Figura 27 también se puede apreciar la presencia de oxígeno en la matriz del material.

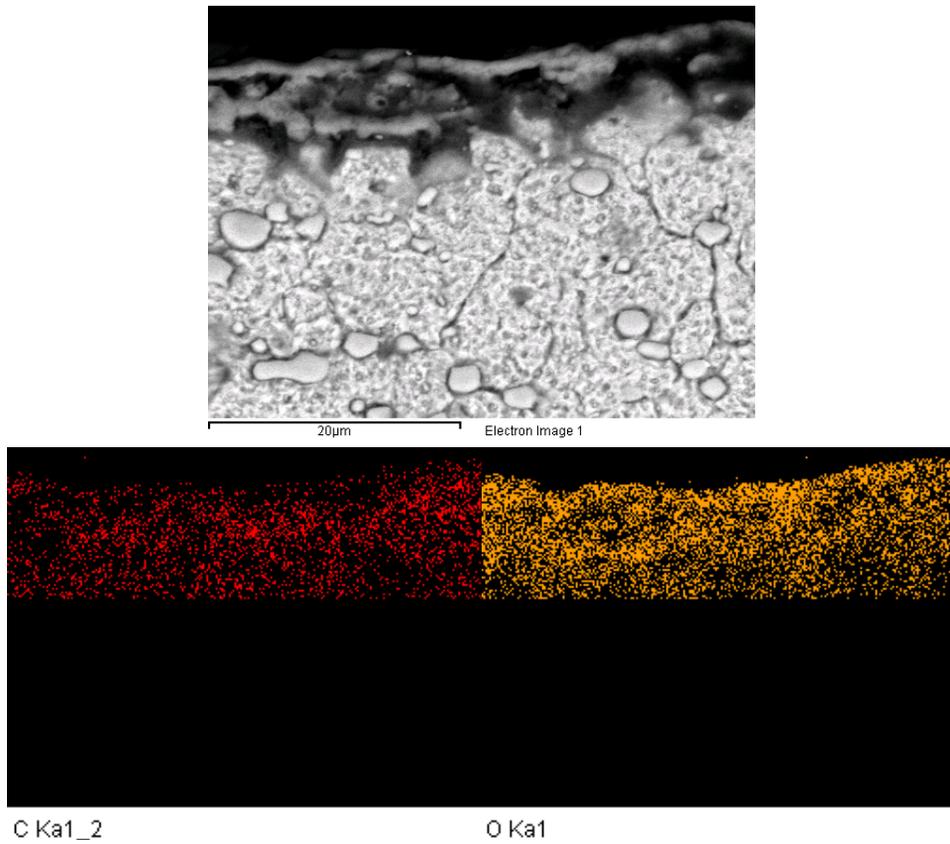


Figura 27. Distribución de oxígeno y carbono en la matriz de la muestra.

A continuación en la Figura 28 se muestra los resultados del análisis elemental realizado con la sonda EDS

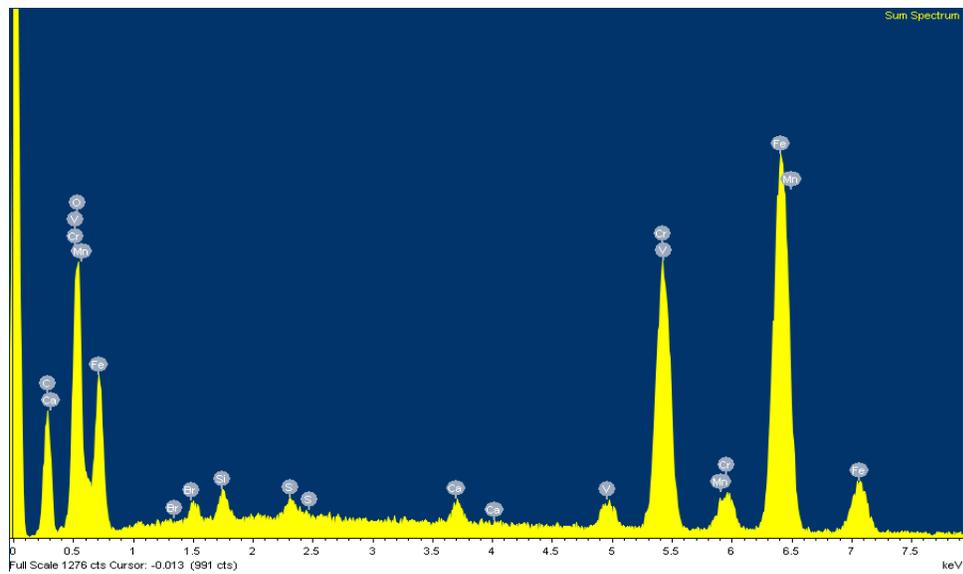


Figura 28. Análisis elemental EDS.

Para obtener mejores resultados de este estudio también se hizo el análisis focalizado en un punto en particular de la capa descarbonada para contrastar los resultados del mapeo realizado en la superficie y en la matriz, en la Figura 29 se muestra el resultado del análisis en la superficie el cual nos confirma la baja presencia de carbono.

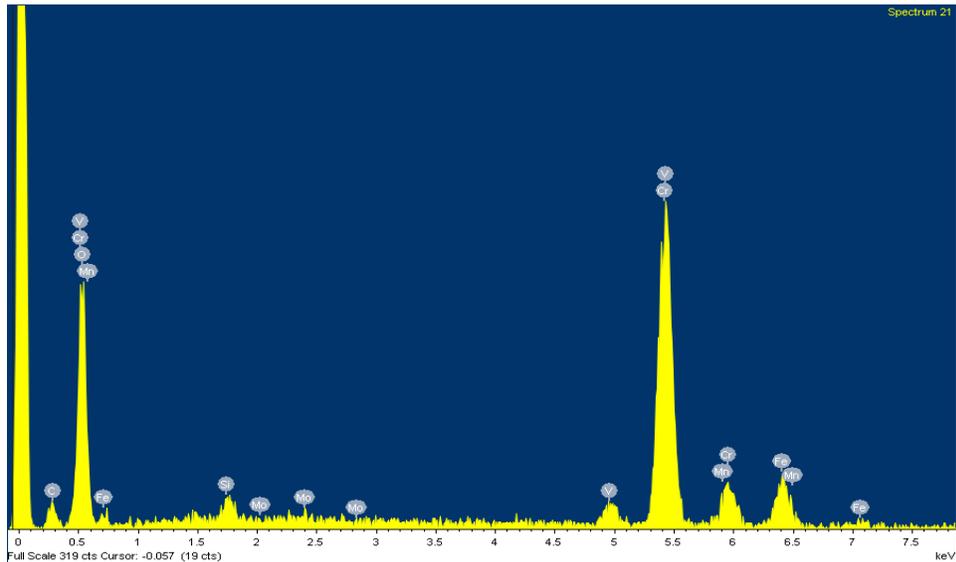


Figura 29. Análisis EDS puntual tomado en la superficie de la muestra.

Una vez viendo este resultado se realizó otro EDS hacia el interior de la muestra donde se puede ver como se ve incrementado el nivel de carbono y el de oxígeno se ve reducido. En la Figura 30 podemos apreciar esto.

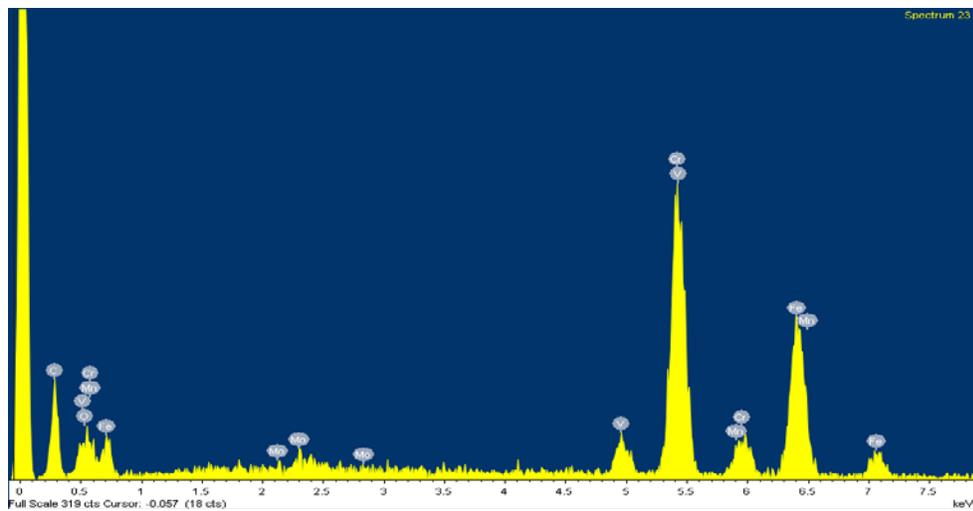


Figura 30. Análisis EDS realizado en la matriz.

4.3.2 Análisis metalográfico acero D3.

Al realizar las observaciones de la muestra se logra evidenciar la capa descarburada del material, y también muy superficialmente se logra apreciar una capa de oxido. En la Figura 31 se puede apreciar las dos capas muy cercanas a la superficie de la muestra.

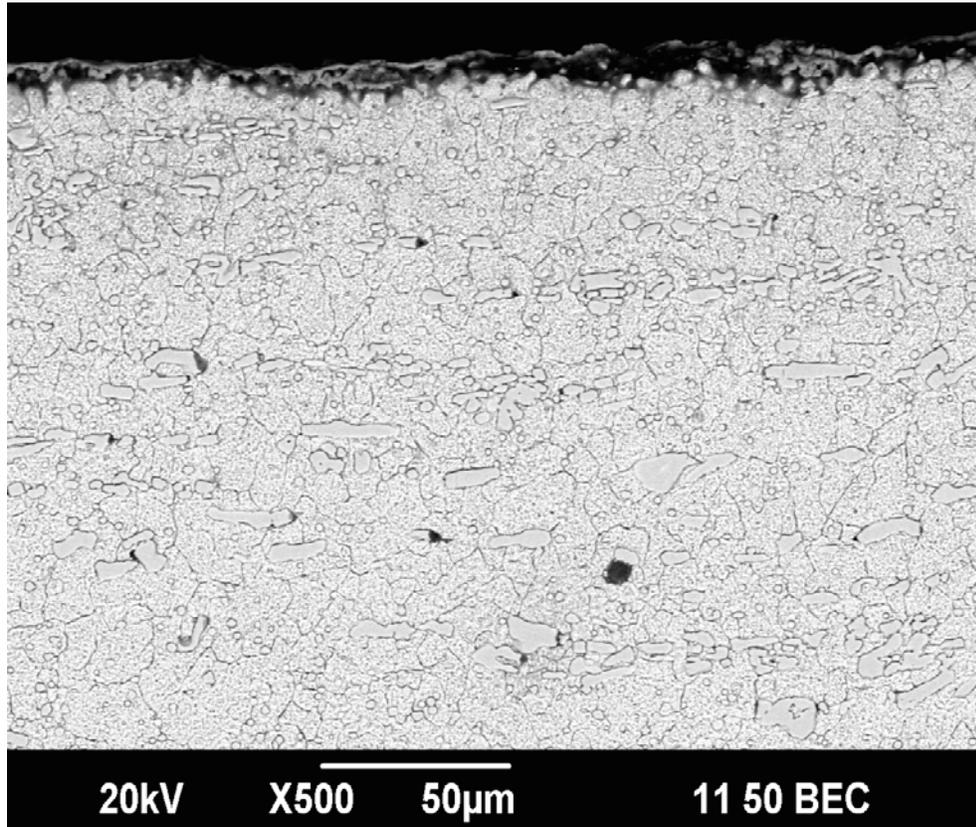


Figura 31. Micrografía de acero D3 templado y revenido.

Al realizar el mapeo elemental de en una pequeña región se logra apreciar el alto nivel de oxígeno y también vemos que el nivel de carbono no se ve reducido tan considerablemente ya que este acero por su alto contenido de carbono y el corto tiempo de austenización (ver Figura 32) el material no se descarbura. Así como podemos ver en la Figura 5 donde la capa descarburada es bastante profunda la cual se generó por el tiempo de austenización que fue para algunas muestras de 1 hora y para otras muestras de dos horas lo que permitió la difusión del carbono hacia la superficie.

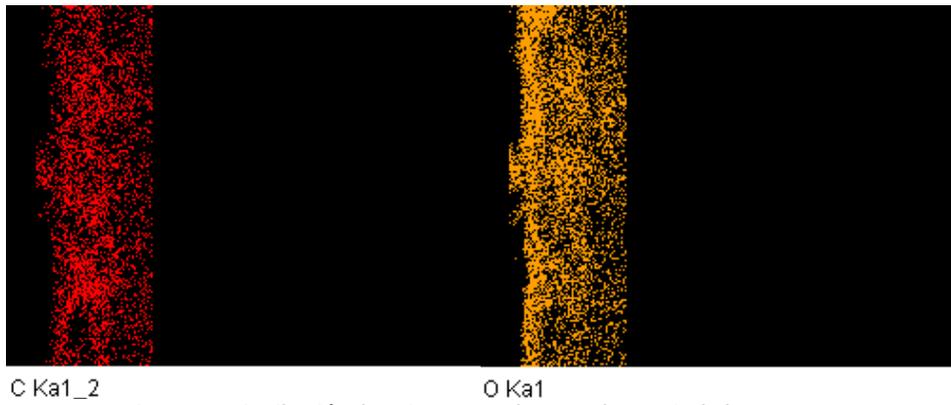
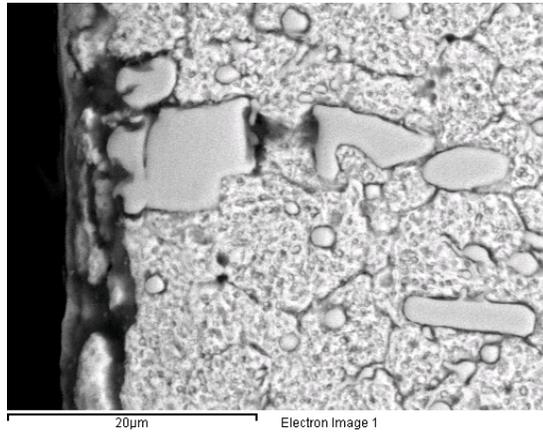


Figura 32. Distribución de oxígeno y carbono en la matriz de la muestra.

A continuación en la figura 33 se muestra los resultados del análisis elemental realizado con la sonda EDS

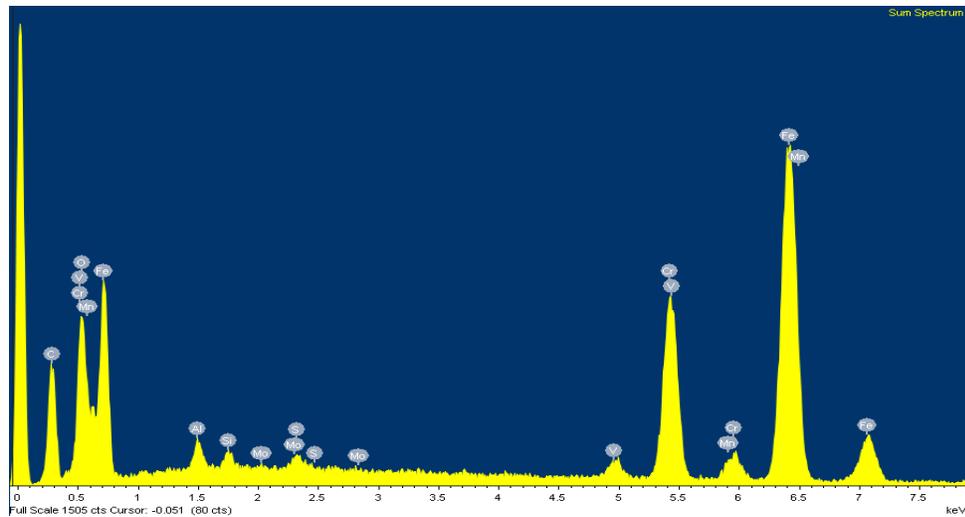


Figura 33. Análisis elemental EDS.

Debido a que se observó una baja pérdida de carbono en la superficie se realizó el análisis focalizado en un punto en particular de la capa descarbonada para de esta manera contrastar los resultados del mapeo realizado en la superficie y en la matriz, en la Figura 34 se muestra el resultado del análisis en la superficie el cual confirma la baja presencia de carbono y la presencia de oxígeno.

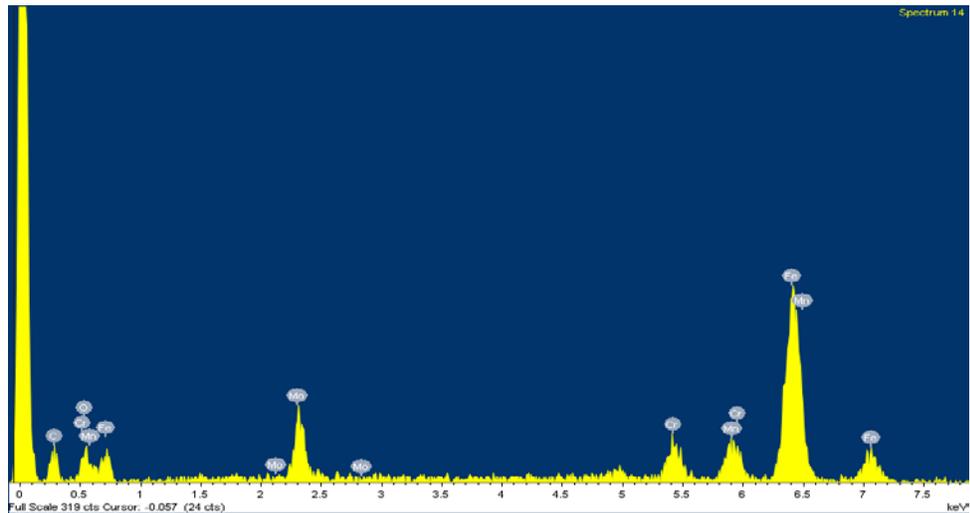


Figura 34. Análisis EDS puntual tomado en la superficie de la muestra.

Una vez viendo este resultado se realizó otro EDS hacia el interior de la muestra donde se puede ver como el nivel de carbono varía y se ve aumentado y el nivel de oxígeno se ve reducido. Con este análisis y el mapeo de micro dureza se puede determinar que en la capa descarbonada de este material se ve una importante variación de la dureza y los niveles de carbono (ver Figura 35).

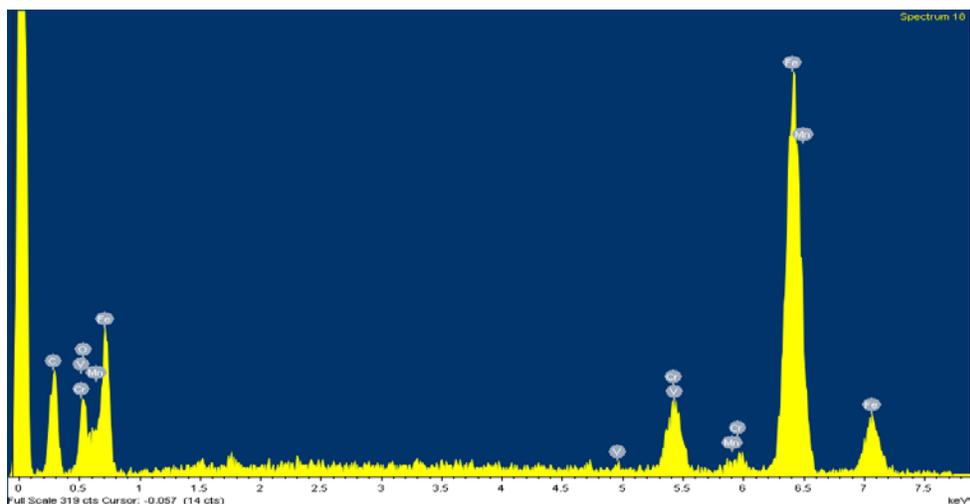


Figura 35. Análisis EDS realizado en la matriz.

4.3.3 Análisis metalográfico acero H13.

Al realizar las observaciones de la muestra se logra evidenciar en la Figura 36 la capa descarburada del material, los límites de grano de la ferrita que se encuentra en la superficie son fácilmente apreciables y también muy superficialmente se logra apreciar una capa de óxido la cual fue determinada usando la sonda EDS. También se puede apreciar cómo se va desvaneciendo la capa descarburada a medida que se va profundizando en el material. También se puede apreciar la capa de óxido formada en la superficie la cual se forma por la presencia de aire y vapor de agua en el interior del horno en el cual se realiza el tratamiento térmico.

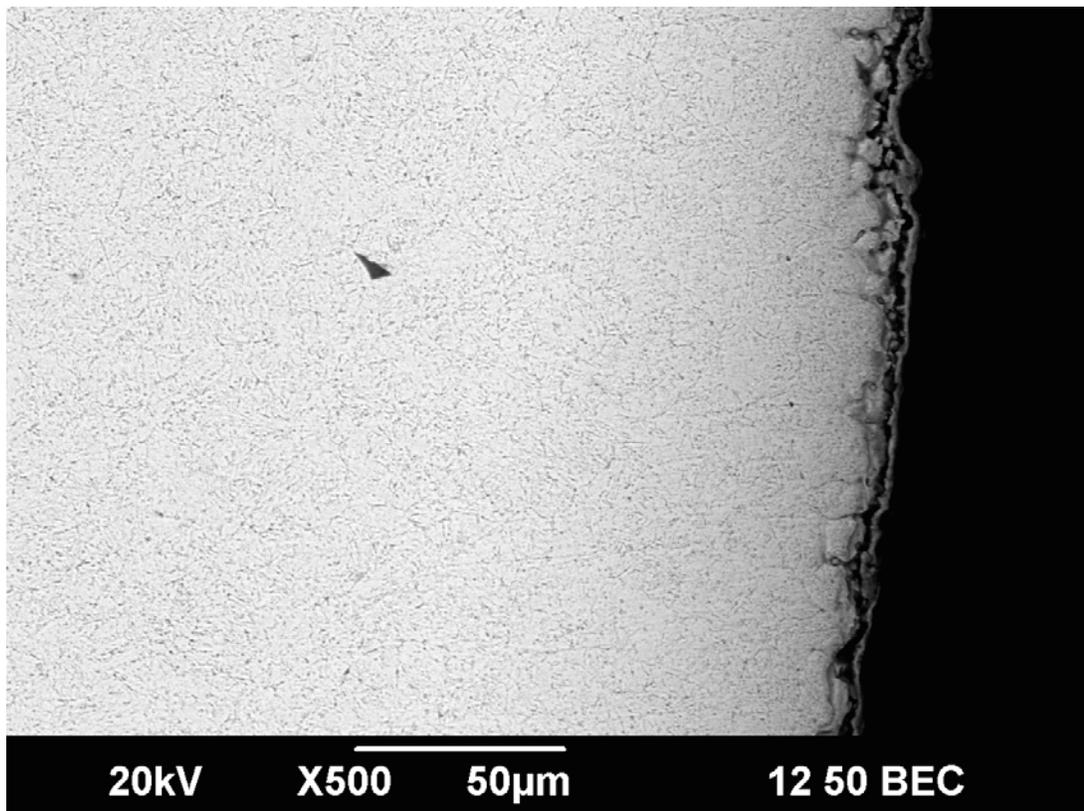


Figura 36. Micrografía de acero H13 templado y revenido.

Al realizar el mapeo elemental de en una pequeña región de esta muestra se logra apreciar la disminución del contenido de carbono y regiones donde la alta presencia de oxígeno contrastan con las mediciones de micro dureza realizadas demostrando de ésta manera la profundidad de la descarbura de este material (ver Figura 37).

El acero H13 es un material que tiene un contenido de carbono inferior al de los otros materiales analizados, este descarbura en mayor proporción.

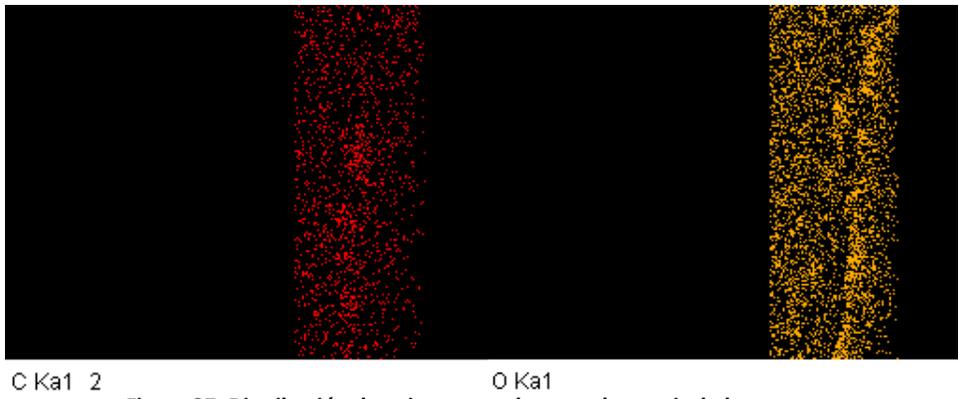
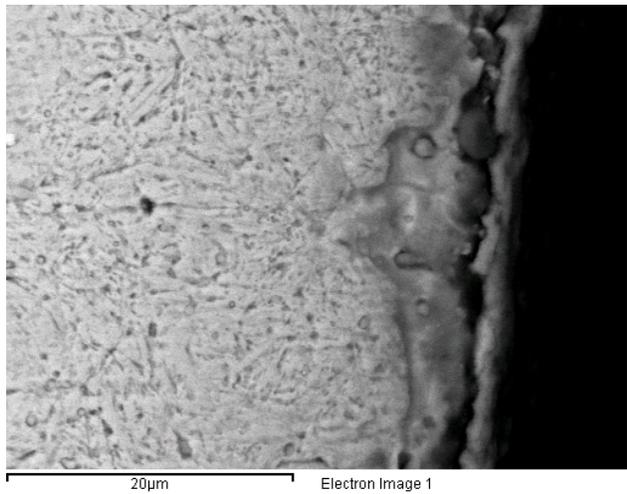


Figura 37. Distribución de oxígeno y carbono en la matriz de la muestra.

A continuación en la figura 38 se muestra los resultados del análisis elemental realizado con la sonda EDS.

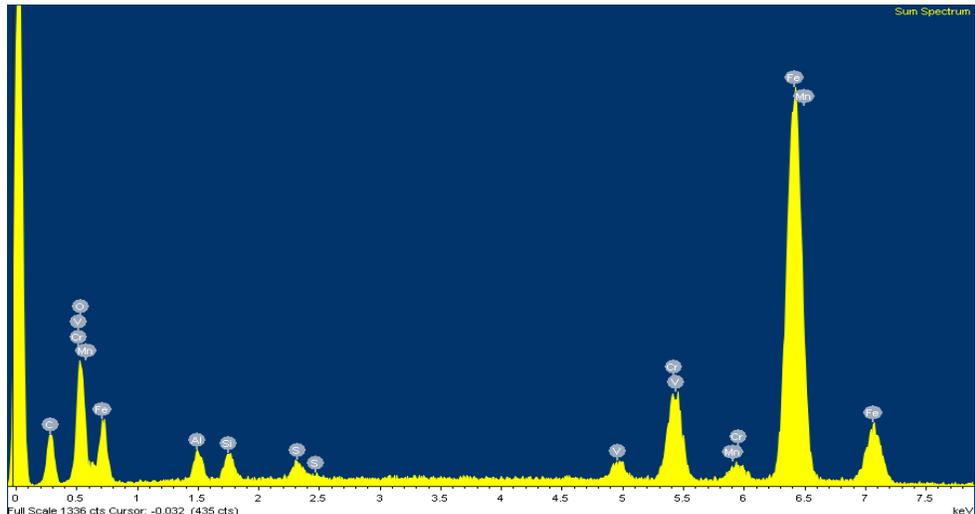


Figura 38. Análisis elemental EDS

Para obtener mejores resultados de este estudio también se hizo el análisis focalizado en un punto en particular de la capa descarbonada para contrastar los resultados del mapeo realizado en la superficie y en la matriz, en la Figura 39 se muestra el resultado del análisis en la superficie el cual nos confirma la baja presencia de carbono.

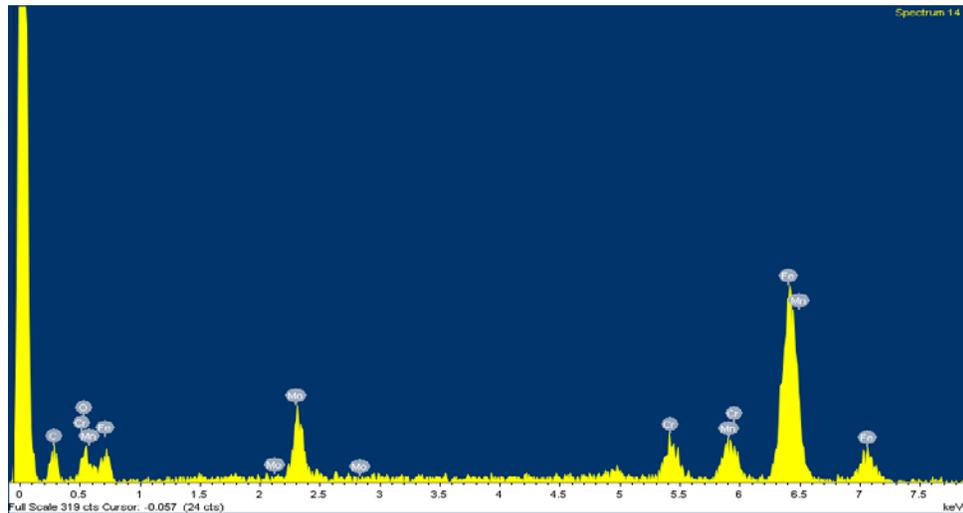


Figura 39. Análisis EDS puntual tomado en la superficie de la muestra.

Una vez viendo este resultado se realizó otro EDS hacia el interior de la muestra donde se puede ver como se ve incrementado el nivel de carbono y el de oxígeno se ve reducido. En la Figura 40 podemos apreciar esto.

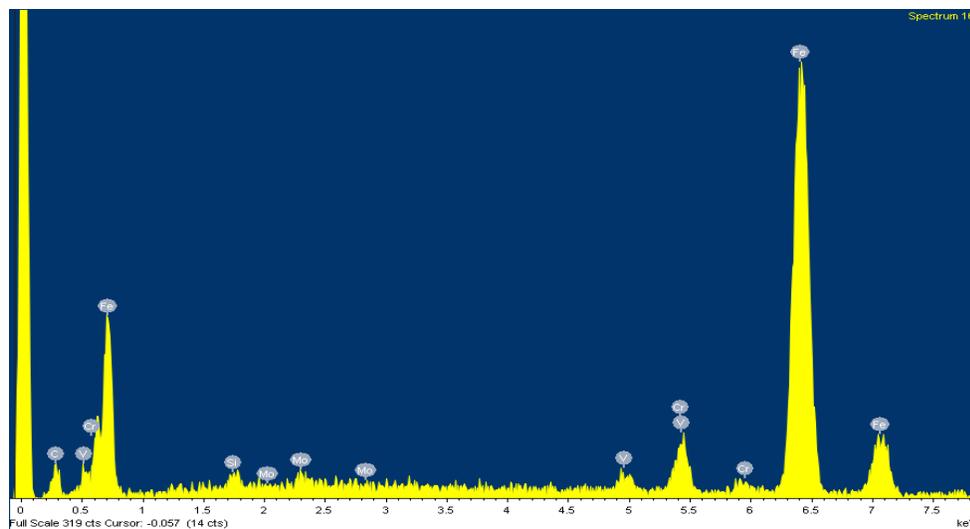


Figura 40. Análisis EDS realizado en la matriz.

CONCLUSIONES

1. Se realizaron tomas de micro dureza las cuales muestran una variación de la dureza a medida que va profundizando hacia el interior del material.
2. La profundidad de la capa descarburada para el acero D2 es de 0,19mm por lo cual se debe hacer un rectificado de 0,20mm por cada cara para eliminar la capa descarburada.
3. La profundidad de la capa descarburada para el acero D3 es de 0,21mm por lo cual se debe hacer un rectificado de 0,22mm para eliminar completamente la capa descarburada.
4. La profundidad de la capa descarburada para el acero H13 es de 0,25mm por lo cual se debe hacer un rectificado de 0,26mm por cada cara para eliminar la capa descarburada.
5. Por medio de la observación con SEM se puede concluir que en los aceros tratados térmicamente en condiciones típicas de trabajo estos presentan una descarburación mínima.

RECOMENDACIONES

- 1.** Se recomienda realizar estudio comparando la capa descarburada del material en estado de suministro para así determinar la influencia del tratamiento térmico en la descarburación de los aceros.
- 2.** Estudiar profundamente la norma ASTM E1077 Standard Test Methods for Estimating the Depth of Decarburization of Steel para así tener la preparación más adecuada de las muestras y lograr mejores resultados.
- 3.** Hacer un estudio económico de los diferentes aceros usados en la industria colombiana y así brindar un mayor aporte que permita generar reducción de costos de fabricación a las empresas.
- 4.** Tomar los valores de dureza en más muestras o en más zonas para así tener valores absolutos que permitan correlacionar mejor los resultados.

REFERENCIAS

- [1] Yamaguchi Shoji(Hitachi Construction Machinery Co. LTD.), "METHOD AND DEVICE FOR MEASURING DECARBURIZED LAYER DEPTH OF STEEL MATERIAL" Patent, 1998.
- [2] Chano Hiroaki(Sumitomo Metal Ind. LTD.), "DECARBURIZED LAYER DEPTH ESTIMATING METHOD, DECARBURIZED LAYER DEPTH CONTROL METHOD, AND STEEL ROLLING METHOD" Patent, 2005.
- [3] MizukamiTakayoshi and AikawaKatsuyasu (Nireco Corporation), "METHOD FOR MEASURING DEPTH OF DECARBURIZED LAYER" Patent, 1999.
- [4] Sato, N., M. Ikeda, I. Otani, and Y. Prawoto, "Carbon Restoration for Decarburized Layer in Spring Steel," Journal of Materials Engineering and Performance, 2004, 627–36 <<http://dx.doi.org/10.1361/10599490420043>>
- [5] "Application of Eddy Current Nondestructive Method for Determination.pdf," NDT&E International, 2009
- [6] Mardon, Chris, "THE AUSTENITISATION AND DECARBURISATION OF HIGH SILICON SPRING STEELS A Thesis Submitted in Fulfilment of the Requirements for the Degree of Doctor of Philosophy in Engineering at the University of Canterbury by", 1998
- [7] T. A. Faculty, L. B. Cerully, and I. P. Fulfillment, "THE FABRICATION OF THIN-WALLED STEEL ALLOYS THROUGH THE GAS CARBURIZATION OF REDUCED METAL OXIDE EXTRUSIONS THE FABRICATION OF THIN-WALLED STEEL ALLOYS THROUGH THE GAS CARBURIZATION OF REDUCED METAL," 2010.
- [8] "Tratamientos térmicos," pp. 1–19.
- [9] T. Materials and I. Company, *ASM METALS HANDBOOK VOLUME 4 Heat treating.* .
- [10] O. Shigley and C. Mischke, *FUNDAMENTOS DE DISEÑO MECÁNICO VOLUMEN 3 CORROSIÓN Y DESGASTE.*
- [11] C. Cienfuegos, F. D. E. Ingenierías, Q. Y. Mecánica, A. Acerca, del. Tratamiento, and los. Aceros, "Apuntes acerca del tratamiento térmico y la clasificación general de los aceros.," 2004.

- [12] A. S. M. International, *ASM METALS HANDBOOK VOLUME 3 Alloy Phase Diagrams*.
- [13] G. P. Martensita, H. Caracter, and C. En, "Iv. principios generales de los tratamientos térmicos de los aceros," pp. 1–11.
- [14] Z. Basinski and J. Christian, "The Influence of Temperature and Strain Rate on the Flow Stress of Annealed and Decarburized Iron at Subatmospheric Temperatures," *Aust. J. Phys.*, vol. 13, no. 2, p. 299, 1960.
- [15] "OF TOOL STEEL."
- [16] U. Ab, "COLD WORK TOOLING TOOLING APPLICATION."
- [17] A. Böhler, del. Perú, I. Samuel, R. Francia, and L.O.S. Metales, "Introducción a los aceros especiales."
- [18] G. Tooling and S. Here, "DIE STEELS AND IMPROVED PRODUCTIVITY."
- [19] G. Tooling and S. Here, *TOOLS TEEL F ACTS AISI D2 Cold work tool steel*.
- [20] M. No, T. Hardening, and H. B. Stress, "1.2436 X210CrW12."
- [21] M. No, T. Hardening, and H. B. Stress, "1.2367."
- [22] ASTM Standard ASTM A681 - 08, "Standard Specification for Tool Steels Alloy" ASTM International, West Conshohocken, PA, 2007, DOI: 10.1520/A0681-08, www.astm.org.
- [23] ASTM Standard ASTM E3 - 11, "Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens" ASTM International, West Conshohocken, PA, 2007, DOI: 10.1520/E0003-11, www.astm.org.
- [24] ASTM Standard ASTM E18 - 14, "Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials" ASTM International, West Conshohocken, PA, 2007, DOI: 10.1520/E0018, www.astm.org.
- [25] ASTM Standard ASTM E10 - 12, "Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials" ASTM International, West Conshohocken, PA, 2007, DOI: 10.1520/E0010-12, www.astm.org.
- [26] ASTM Standard ASTM E384 - 11e1, "Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials" ASTM International, West Conshohocken, PA, 2007, DOI: 10.1520/E0384-11E01, www.astm.org.