



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE INGENIERÍA

**Control Teórico y Práctico de
Tratamientos Termoquímicos
en Aceros**

TESIS

Que para obtener el título de

Ingeniero Mecánico

P R E S E N T A

Luis Alberto Acosta Estrada

DIRECTOR DE TESIS

Dr. Carlos Alberto González Rodríguez



Ciudad Universitaria, Cd. Mx., 2019



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

Agradecimientos

A mis padres, por su incondicional apoyo, consejo y paciencia. Por ser, a pesar de todo, un ejemplo y guía en el camino recorrido y por venir.

A la Facultad de Ingeniería y a la UNAM, por brindarme un espacio para cultivarme, para crecer junto a profesores y colegas que llevaré como ejemplo por el resto de mi vida profesional.

Al Dr. Carlos Alberto González Rodríguez, por la paciencia y ánimo con los que me orientó para poder llegar al final de este proyecto.

A mi familia, por darme la mano y un empujón cuando lo necesité.

Con todo cariño y respeto, Luis Alberto Acosta Estrada.

Índice

Resumen	... 1
Introducción	... 3
Objetivos	... 7
Capítulo I. Aleaciones base Hierro (Fe)	
1.1 Clasificación de los aceros	... 8
1.2 Clasificación AISI-SAE	... 8
1.3 Efecto de los elementos de aleación en los aceros	... 10
1.4 Aceros al Carbono	... 11
1.5 Aceros aleados	... 12
1.6 Aceros inoxidable	... 15
1.7 Aceros herramienta	... 16
1.8 Aceros de alta resistencia (<i>HSS</i>)	... 18
1.9 Aceros avanzados de alta resistencia (<i>AHSS</i>)	... 18
1.10 Aceros para nitrurado, borurado y carburizado	... 19
1.11 Acero SAE 4140	... 20
1.12 Acero SAE 1018	... 21
Capítulo II. Tratamientos Térmicos y Termoquímicos del Acero	
2.1 Tratamientos térmicos	... 22
2.2 Tratamientos termoquímicos	... 24
2.3 Carburizado	... 26
2.3.1 Selección de aceros para carburizado	... 31
2.3.2 Condiciones del carburizado	... 32
2.4 Nitrurado	... 33
2.4.1 Selección de aceros para nitrurado	... 36
2.4.2 Condiciones del nitrurado	... 37
2.5 Borurado	... 38
2.5.1 Selección de aceros para borurado	... 40

2.5.2 Condiciones del borurado	... 42
Capítulo III. Pruebas de caracterización	
3.1 Ensayos no destructivos	... 43
3.2 Ensayos destructivos	... 45
Capítulo IV. Metodología	
4.1 Preparación de probetas y muestras para ensayos	... 49
4.2 Metodología para el borurado en el proyecto	... 50
4.3 Metodología para la carburización en el proyecto	... 51
4.4 Metodología para el nitrurado en el proyecto	... 53
4.5 Pruebas de tracción	... 54
4.6 Pruebas de dureza	... 55
4.7 Metalografía	... 56
4.8 Microdureza	... 57
Capítulo V. Resultados y análisis de resultados	
5.1 Acero SAE 1018	... 58
5.1.1 Caracterización de aceros borurados (6h de tratamiento)	... 58
5.1.2 Caracterización de aceros carburizados (7 y 9h de tratamiento)	... 62
5.1.3 Caracterización de aceros nitrurados (6 y 8h de tratamiento)	... 69
5.2 Acero SAE 4140	... 76
5.2.1 Caracterización de aceros borurados (6h de tratamiento)	... 76
5.2.2 Caracterización de aceros carburizados (7h de tratamiento)	... 78
5.2.3 Caracterización de aceros nitrurados (6h de tratamiento)	... 81
5.3 Análisis Teórico	... 84
Conclusiones	... 89
Bibliografía	... 92

Resumen

En el presente proyecto se realizó el análisis comparativo de tres tratamientos termoquímicos Borurado, Carburización y Nitrurado, que son de gran interés para la fabricación de distintos componentes de maquinarias. Para el desarrollo de estos tratamientos se utilizaron los aceros comerciales SAE 1018 y 4140. El tratamiento de Borurado se realizó a 950°C durante 6h utilizando el método de tratamiento con pasta de Boro deshidratada. El tratamiento de carburizado se realizó a 920°C durante 7 y 9h mediante el uso de una mezcla de 40% de carbón vegetal y 60% de carbón mineral, posteriormente se realizó a la pieza un tratamiento de temple y revenido. En el caso del Nitrurado se empleó el método por plasma durante 8 horas, a una presión de 10mbar y 700V de diferencia de potencial en el cátodo, cabe señalar que las muestras fueron previamente templadas y revenidas. La caracterización de las muestras y probetas tratadas termoquímicamente se efectuó mediante ensayos de tracción, de dureza Rockwell y microdureza Vickers, a su vez se llevó a cabo el análisis metalográfico que permitió describir la relación entre la microestructura y la dureza alcanzada en el sustrato metálico de las muestras de acero. El carburizado del acero 4140 obtuvo las mejores capacidades en cuanto a la resistencia del material, con una dureza superficial promedio de 66HRc. Para el Borurado realizado en las muestras de acero 1018, es importante aplicar un postratamiento, ya que se consiguen buenas prestaciones mecánicas para cierto tipo de aplicaciones, con un promedio de 35HRa. Al comparar los resultados obtenidos del carburizado del acero SAE1018 que promedió valores de 40 y 43HRc en los dos tiempos de tratamiento evaluados, mientras que el borurado obtenido en el acero 4140 alcanzó un promedio de 35HRc, por la buena templabilidad del mismo, dando pie a observar su reacción con el control del postratamiento. Por lo tanto, el control teórico y práctico de los tratamientos termoquímicos en los aceros SAE 1018 y 4140 utilizados en este trabajo resalta el valor que tiene el control del postratamiento para obtener las propiedades de dureza y tenacidad específicas para un sistema mecánico determinado, el cual puede evitar el desgaste prematuro, fallas por desprendimiento o agrietamiento de la capa endurecida, tribocorrosión, etc., en un sistema operacional. En conjunto con el tratamiento termoquímico se pretende mejorar sus propiedades superficiales y optimizar la eficiencia mecánica del material metálico.

Abstract

In this project it was developed the comparison of three thermochemical treatments Boriding, Carburizing and Nitriding for their importance in industrial applications. Samples employed were 1018 and 4041 SAE commercial steels. The temperature and time established for the Boriding was 950°C and 6-hours treatment, using dehydrated boron paste. The temperature and time for the Carburizing was 920°C, with two different treatment times, 7 and 9-hours, using a 40% vegetal and 60% mineral coal mixture, with the hardened and tempered of the samples. For the Nitriding it was used the plasma method with 8-hours treatment, 10mbar pressure and 700V electric potential difference in the cathode, with a previous hardened and tempered. The characterization of the samples and specimens was carried out with traction tests, Rockwell hardness and Vickers micro-hardness, together with the metallographic analysis, describing the relation between the microscopic structure and the hardness reached in the metallic surface. The Carburizing of the 4140 SAE steel reached the best capacities of the set, with a 66HRc average. For the Boriding it is important to apply the correct hardened and tempered for the samples of 1018 steels, even that they reached good properties for some kind of applications, with a 35HRa average. With the comparison of the Carburizing properties of steel 1018 SAE, reached of 40 and 43HRc for the two treatment times, while the Boriding of the 4140 SAE steel reached a 35HRc average, because of the good hardenability of this steel, that is why the importance of analyze the reaction with a controlled hardened and tempered process. Therefore, the theoretical and practical control for the 1018 and 4140 SAE steels proposed in this project enhance the value that the hardened and tempered have for reach the hardness and tenacity specified for a determined mechanical system, preventing premature wear, failures due to detachment or cracking of the hardened layer in an operational system. For a final application of a steel component, the set of the thermochemical and heat treatment imply the improve of the external layer, optimizing the efficiency of the metallic material.

Introducción

Actualmente los tratamientos térmicos y termoquímicos tienen una enorme importancia para el desarrollo tecnológico, así como para el mejoramiento de sistemas existentes, ya sea en procesos de fabricación o para darle las propiedades finales a una pieza ^[1]. Estos pretenden mejorar las propiedades mecánicas de los materiales, de esa forma extender la vida de servicio de los componentes de un sistema. De esta forma se reducen los costos en mantenimiento, la posibilidad de fallas, además de extender la vida útil de los mismos componentes.

El objetivo de un tratamiento térmico o termoquímico, en un acero y sus aleaciones, es diversificar sus propiedades y así la aplicación de este en la industria. Esto es, incrementar la dureza superficial (dejando un núcleo tenaz), disminuir el rozamiento incrementando el poder lubricante, aumentando así la resistencia al desgaste, la resistencia a la fatiga y la resistencia a la corrosión. Cabe mencionar que no sólo los aceros pueden ser sometidos a estos tratamientos, pero el objetivo de esta tesis es listar y diferenciar las propiedades alcanzadas por el acero SAE 1018 y 4140.

Los tratamientos térmicos se emplean en distintas etapas del mecanizado y fabricación en la industria, dependiendo del fin que tenga el material. En función del tratamiento a utilizar, el material, sus aleaciones y reacciones del mismo, se requieren diferentes procesos. Como ya se mencionó, con estos tratamientos se busca modificar parcial o totalmente las propiedades del material. Básicamente, es posible decir que se va a buscar ablandar o endurecer el material. Esto va a depender de si es un tratamiento intermedio en el conformado de una pieza, por ejemplo, un normalizado o si es un tratamiento final en una pieza, en donde se buscaría (dependiendo de la aplicación) endurecer la superficie, para así obtener una mejor respuesta del componente durante su aplicación. Existen diferentes tratamientos térmicos y termoquímicos, útiles para diferentes aplicaciones y que requieren diferentes especificaciones técnicas del material. El tiempo y la temperatura son los factores de mayor importancia durante un tratamiento térmico, y la atmósfera que recubre al metal durante el calentamiento y enfriamiento para los tratamientos termoquímicos (para favorecer la difusión), por lo que deben ser especificados, dependiendo de las características físicas de la pieza, la composición del material y las características finales que se quieren alcanzar. Los tratamientos más usados en la industria son el Recocido, Temple y Revenido, Normalizado, Cementación, Nitruración, Carbonitruración y Borurado los cuales son procedimientos para tratar térmica y o químicamente aleaciones base hierro.

La «Cámara Nacional de la Industria del Hierro y del Acero» (CANACERO), con datos del «Instituto Nacional de Estadística y Geografía» (INEGI), muestra que, en 2015, la producción de acero representó 345 mil 494 millones de pesos, lo cual equivale al 11.1% del PIB manufacturero, 6.3% del PIB industrial y 1.9 % del PIB nacional. Hasta el 2016, la inversión en este sector estuvo enfocado en la reposición, rehabilitación, actualización, mantenimiento y ampliación de las plantas manufactureras. Del mismo modo del año 2007 a 2009, el plan de inversiones destinado a esta industria alcanzó 3 mil 363 millones de dólares. En el periodo comprendido del año 2010 al 2013, la inversión alcanzaría los 7 mil 101 millones de dólares. En total en un periodo de 7 años, del año 2006 al 2013, la suma total de inversiones en la industria acerera es de 13 mil 952 millones de dólares, con una media de 1 mil 319 millones de dólares al año. En cuanto a recursos humanos en el periodo de 2010 a 2015, el número de personas empleadas en la industria, disminuyó de 136 mil 122 a 112 mil. Esto es una pérdida de 24 mil 122 empleos.

La CANACERO, con datos de la «*World Steel Association*», muestra que en el periodo de 10 años comprendido de 2006 a 2015, donde en el 2006 se supone un máximo de producción del 100% de cada país, la producción de México se ha incrementado en un 10.8%. El mayor productor de acero, China, ha tenido un crecimiento de 90.9% en su producción, hasta el año 2015. México figura en el décimo tercer lugar de la lista de los mayores productores de acero, con 18.2 millones de toneladas de acero, producidas del año 2006 al 2015. Producción que equivale al 1.1% de la producción mundial de acero. China figura con 803.8 millones de toneladas (49.6% de la producción mundial); seguido por, Japón con 105.2 millones de toneladas (6.5%), India con 89.6 millones de toneladas (5.5%), Estados Unidos con 78.8 millones de toneladas (4.9%), Rusia con 70.9 millones de toneladas (4.4%), etc. Donde la producción mundial total, es de 1 mil 621.6 millones de toneladas producidas en el año 2015.

En América Latina, México figura en el segundo lugar de producción de acero, con 29.1% de la producción de acero de esta zona comercial. Precedido por Brasil con el 52.2% y seguido por, Argentina con el 8.0%, Venezuela con 2.1%, Colombia con el 1.9%, etc., con un total, de producción de acero en América Latina, de 62.7 millones de toneladas producidas en el 2015.

La producción por estados en México se describe en la tabla i.1 a continuación (tomada de datos de CANACERO).

Tabla i.1. Producción de acero en México.

Estado	Participación (%)	Estado	Participación (%)
Coahuila	29.1	Puebla	4.0
Michoacán	18.4	Estado de México	3.2
Nuevo León	15.8	Tlaxcala	2.3
Guanajuato	11.1	Jalisco	2.0
Veracruz	7.1	Baja California Norte	1.4
San Luis Potosí	5.7		

Datos de la Secretaría de Hacienda y Crédito Público (SHCP), y la Administración General de Aduanas, muestran que el comercio directo en México, tiene un déficit entre importaciones y exportaciones en su balanza comercial, del periodo comprendido del año 2009 al 2015, tabla i.2.

Tabla i.2. Balanza comercial siderúrgica, (millones de toneladas).

Año	Exportaciones	Importaciones	Balanza comercial siderúrgica
2009	3.9	6.4	-2.4
2010	5.5	8.3	-2.8
2011	5.9	9.8	-3.8
2012	5.2	10.9	-5.8
2013	6.0	10.4	-4.4
2014	5.8	12.4	-6.6
2015	4.3	13.7	-9.4

La CANACERO, con datos de la «*World Steel Association*», con la metodología «*Indirect Trade in Steel*» (2004-2014), diciembre de 2015, muestra que la balanza de comercio indirecto en México, tiene un comportamiento positivo, con mayores exportaciones que importaciones. En la tabla i.3 se muestra el comportamiento del periodo comprendido del año 2006 al 2014.

Tabla i.3. Balanza de comercial indirecto, (millones de toneladas).

Año	Exportaciones*	Importaciones*	Balanza de comercio indirecto*
2009	5.9	5.2	0.7
2010	8.5	7.3	1.2
2011	10.7	8.4	2.3
2012	11.5	9.7	1.8
2013	12.2	9.2	3.0
2014	13.9	10.3	3.5

De los productos terminados en millones de toneladas que más se importa se muestran, 4.7 en productos automotrices, 4.2 de productos metálicos, 3.0 en maquinaria mecánica y 0.7 en equipo eléctrico. En cuanto al Balance Nacional de Energía 2014, la industria del hierro y del acero se ubica como la mayor consumidora de energía. Representó un consumo de coque total de 33%, del consumo de electricidad el 10% y del consumo de gas seco el 56%. En la industria moderna el uso del acero y sus diferentes aleaciones representa encima del 80% en peso de las aleaciones de uso industrial. Esto gracias al extenso rango de propiedades mecánicas que se pueden alcanzar, en parte gracias a los tratamientos térmicos y termoquímicos. Desde niveles de resistencia moderados con una excelente ductilidad y tenacidad, hasta resistencias muy altas con una ductilidad y tenacidad adecuadas.

Dependiendo de la aplicación final de una pieza en específico se verán ventajas y desventajas entre los distintos tratamientos empleados en la industria, así como también del costo neto de la pieza. Como ya se mencionó, la finalidad de los tratamientos térmicos y termoquímicos, es mejorar las propiedades de los materiales en una aplicación directa, ya sea en componentes de maquinaria, herramientas, construcción, etc. Estas tienen una connotación tribológica directamente, es decir la relación entre lubricación, fricción y desgaste. Esto es incluso en la lubricación de la superficie final, que tiene que ver con la rugosidad y el coeficiente de fricción, reduciendo la necesidad de la lubricación con fluidos. Además, estos tratamientos tienen influencia en la reducción de la oxidación del material, por lo que son importantes para piezas que están expuestas a atmósferas corrosivas. Cuando se mejoran estas características tribológicas en la superficie final de una pieza, se extiende la vida útil del material, la necesidad de mantenimientos preventivos y correctivos, y que finalmente lleva a la reducción de costos.

En este proyecto se genera una comparativa en cuanto a las propiedades mecánicas resultantes de algunos de los tratamientos termoquímicos más importantes. Esto con la finalidad de iniciar una relación para diferenciar y seleccionar adecuadamente los aceros y sus tratamientos para las distintas aplicaciones.

Objetivo general

Comparar diferentes tratamientos termoquímicos aplicados en aleaciones ferrosas, identificando las variables que controlan al fenómeno, con el fin de mejorar su aplicación industrial.

Objetivos particulares

- Revisar el estado del arte de los distintos tratamientos termoquímicos aplicados en aceros para determinar los parámetros de la microestructura.
- Seleccionar los tratamientos termoquímicos y aleaciones ferrosas que permitan evaluar las variables de control de estos procesos.
- Implementar los tratamientos termoquímicos seleccionados para promover el cambio microestructural seleccionado.
- Comparar la complejidad de los procesos termoquímicos seleccionados con base en la proyección de la dureza superficial desarrollada.
- Sugerir posibles mejoras en los procesos seleccionados.

Capítulo I. Aleación base Hierro (Fe)

1.1 Clasificación de los aceros

El acero está conformado por la aleación del hierro (Fe) y el carbono (C). El hierro por si solo es un material blando y con gran ductilidad, pero al ser aleado con el C, sus características (dureza, ductilidad, fragilidad, tenacidad, etc.) se ven modificadas. Conforme se incrementa el contenido de C diluido en la aleación, la dureza y resistencia del acero se incrementa. El C contenido en la aleación es muy bajo, desde 0.0008% hasta 2.11% en peso, aunque en la mayoría de las aplicaciones industriales tienen menos de 1.00% en peso de C. Junto con el incremento de la dureza y resistencia del material propiedades como la fragilidad, también aumenta, lo que no es funcional en ningún sistema mecánico, lo que hace indispensable controlar el contenido de C en la aleación, dependiendo de su aplicación. De aquí la importancia de clasificar los aceros, que en base al diagrama Fe – C se clasifican de la siguiente manera, ver figura 2.3: ^{[1][2][8]}

- Aceros hipoeutectoides, de 0.05% a menos de 0.89% de C.
- Aceros eutectoides, 0.89% de C.
- Aceros hipereutectoides, más de 0.89% a 1.76% de C.

Desde el 1.76% de C están las fundiciones, en donde están clasificadas:

- Fundiciones hipoeutécticas, de 0.76% a menos de 4.30% de C.
- Fundiciones eutécticas, 4.30% de C.
- Fundiciones hipereutécticas, de 4.32% a 6.7% de C.

1.2 Clasificación AISI-SAE

Para distinguir el contenido de Carbono en los aceros, así como otras características en su composición, existen diferentes sistemas de identificación, normativa y reglamentación como ASTM (*American Society for Testing and Materials*), AISI - SAE (*American Iron and Steel Institute*) y (*Society of Automotive Engineers*), DIN (*Deutsches Normen-Ausschuss*), entre otras. En este apartado se describirá normatividad descrita por la AISI-SAE. De acuerdo a estos estándares estas aleaciones se clasifican en aceros al carbono, de baja-media-alta aleación, aceros inoxidables, de alta resistencia, de herramientas, etc. En la tabla 1.1 se muestran algunos tipos de acero utilizados en la industria.

Tabla 1.1. Designación de los aceros de acuerdo a AISI-SAE. ^{[1][2]}

Designación	Tipo	Designación	Tipo
10XX	Acero ordinario al C	51XXX	Aceros resistentes al desgaste (medio Cr, 1.00% Cr)
11XX	Acero al C resultado de fácil maquinado	52XXX	Aceros resistentes al desgaste (alto Cr, 1.45% Cr)
13XX	Aceros al Mn (1.50 a 2.00%)	61XX	Aceros al Cr-V (0.75% Cr y 0.15% V)
15XX	Aceros al Mn (1.00 a 1.65%)	8XXX	Aceros de triple aleación
23XX	Aceros al Ni (3.25 a 3.75%)	81XX	Aceros de triple aleación (0.30% Ni, 0.40% Cr, 0.12% Mo)
25XX	Aceros al Ni (4.75 a 5.25%)	86XX	Aceros de triple aleación (0.55% Ni, 0.50% Cr, 0.20% Mo)
31XX	Aceros al Ni-Cr (1.25% Ni y 0.65% Cr)	87XX	Aceros de triple aleación (0.55% Ni, 0.50% Cr, 0.25% Mo)
33XX	Aceros al Ni-Cr (3.50% Ni y 1.60% Cr)	88XX	Aceros de triple aleación (0.55% Ni, 0.50% Cr, 0.35% Mo)
40XX	Aceros al Mo (0.25% Mo)	92XX	Aceros al Si-Mn (2.00% Si, 0.80% Mn)
41XX	Aceros al Cr-Mo (0.40 a 1.20% Cr y 0.08 a 0.52% Mo)	93XX	Aceros de triple aleación (3.25% Ni, 1.2% Cr, 0.12% Mo)
43XX	Aceros al Ni-Cr-Mo (1.80% Ni, 0.65% Cr y 0.25% Mo)	98XX	Aceros de triple aleación (1.00 % Ni, 0.80% Cr, 0.25% Mo)
44XX	Aceros al Mo (0.40 a 0.53%)	XXBXX	Aceros con B (mínimo 0.0005% B)
45XX	Aceros al Mo (0.55%)	50BXX	(0.50% Cr)
46XX	Aceros al Ni-Mo (1.80% Ni y 0.20% Mo)	51BXX	(0.80% Cr)
47XX	Aceros al Ni-Cr-Mo (1.05% Ni, 0.45% Cr y 0.20% Mo)	81BXX	(0.30% Ni, 0.45% Cr, 0.12% Mo)
48XX	Aceros al Ni-Mo (3.5% Ni y 0.25% Mo)	XXBVXX	Aceros al B-V
50XX	Aceros al Cr (bajo Cr, 0.25 a 0.40%)	XXLXX	Aceros con Pb
51XX	Aceros al Cr (medio Cr, 0.80 a 1.05%)	XXXH	Aceros con banda de templabilidad
50XXX	Aceros resistentes al desgaste (bajo Cr, 0.50% Cr)	EX	Nuevos tipos de acero con designación temporal

En la tabla 1.2 se muestra la convención numérica para el primer dígito de la clasificación. Debido al desarrollo de nuevas aleaciones, cabe señalar que un gran número de aleaciones base no entran en la clasificación original.

Tabla 1.2. Convención numérica del primer dígito de la clasificación SAE. ^{[1][2]}

Identificador	Elemento de aleación
1	Mn
2	Ni
3	Ni-Cr (Elemento principal Cr)
4	Mo
5	Cr
6	Cr-V (Elemento principal Cr)
7	W-Cr
8	Ni-Cr-Mo
9	Mn-Si

1.3 Efecto de los elementos de aleación en los aceros

Las aplicaciones de los aceros al carbono están limitadas para cuando las exigencias no son severas. Para vencer estas limitaciones, se hace uso de elementos de aleación. Entre los elementos aleantes más frecuentemente empleados están: níquel (Ni), manganeso (Mn), cromo (Cr), vanadio (V), wolframio (W), molibdeno (Mo), cobalto (Co), silicio (Si), cobre (Cu), titanio (Ti), aluminio (Al), nitrógeno (N), azufre (S), fósforo (P), y zirconio (Zr). A pesar, de que todos los aceros contienen elementos como el manganeso (hasta 0.9 %) y silicio (hasta el 0.3 %), estos no tienen influencia en las propiedades mecánicas del acero. Las características obtenidas por los elementos de aleación son muy variadas, en función de los elementos aleados se obtienen diferentes propósitos en los aceros. Estos elementos de aleación mejoran la templabilidad, la resistencia a altas temperaturas, la resistencia a la corrosión y al desgaste, y las propiedades magnéticas; la tenacidad a cualquier dureza o resistencia mínima. ^{[1][2][8]}

De acuerdo con la distribución de los elementos de aleación dentro del acero se sugiere la siguiente clasificación que se muestra en la tabla 1.3.

Cuando un elemento es agregado a una aleación base Fe, los puntos críticos del material junto con los puntos de inflexión se ven alterados (eutéctico, puntos críticos y los campos de las distintas fases).

Tabla 1.3. Clasificación de los aceros de acuerdo a sus elementos de aleación. ^{[1][2]}

Elementos	Descripción
Ni, Si, Al, Cu, Mn, Co	Elementos que se disuelven en la ferrita, son formadores de austenita. Incrementan el campo de la austenita; no forman carburos, por lo que el Carbono permanece disuelto en la austenita. Provocan un incremento en la dureza y resistencia del material. Este aumento en la dureza está basado en el principio del endurecimiento por solución sólida. También tienen influencia sobre materiales de alta estabilidad, resistencia y ductilidad, incluso a altas temperaturas.
Mn, Cr, W, Mo, V, Ti	Elementos que se combinan con el Carbono y forman carburos simples o compuestos, son formadores de ferrita. Se incrementa la temperatura crítica A3, temperatura de austenización (figura 2.3), formando carburos estables; esto estabiliza la ferrita a altas temperaturas. Además, tienen una doble distribución, ya que algunos átomos de estos elementos se disuelven en la ferrita. Según el porcentaje de carbono del acero, los elementos de aleación forman carburos (Mn, Cr, W, Mo, V, Ti), en este orden de menor a mayor formación de carburos y en sentido contrario se disuelven en mayor medida en la ferrita. De este modo se disminuye el contenido de Carbono en la austenita, los carburos no disueltos reducen el crecimiento de grano, generando un importante incremento en la dureza y la resistencia al desgaste.
B	Este elemento de aleación se usa en proporciones muy pequeñas, del orden de 0.001 a 0.006 %, lo que mejora notablemente la templabilidad del acero, que en proporciones mayores harían descender la templabilidad. Aunque estas proporciones son pequeñas en comparación con otros elementos de aleación, su incorporación al acero es sumamente complicada, debido a la naturaleza intersticial de la aleación. Es por ello que los aceros aleados con B no suelen entrar en la clasificación de aceros aleados, sino que se les conoce como aceros de Boro-tratado.
Co, W, Zr, Ti	Estos elementos de aleación se emplean principalmente en aceros herramienta y otro tipo de aceros especiales.

El Ni y el Mn tienden a disminuir la temperatura crítica A_{c1} , temperatura de austenización (figura 2.3); por el contrario, el Mo, Al, Si, W y V, tienden a incrementarla. Este incremento o disminución afecta directamente en el tratamiento térmico del acero, ya que se podría disminuir la temperatura de calentamiento o aumentarla, lo que implica costos económicos. El Ni y el Mn disminuye la temperatura del eutectoide o la temperatura crítica, de forma que la austenita se vuelve estable aún a temperaturas menores, lo que es necesario durante enfriamientos lentos; la austenita se puede conservar aún a temperatura ambiente, lo que representa a los aceros austeníticos inoxidables. Por el contrario, el Mo, Cr, Si y Ti, tienden a contraer la región austenítica, lo que expande la zona ferrítica. ^{[1][2]}

Los cuatro grupos importantes del acero son:

- | | |
|--|---|
| 1. Aceros al Carbono | 2. Aceros aleados |
| 3. Aceros inoxidables | 4. Aceros herramienta |
| 5. Aceros de alta resistencia (<i>HSS</i> , por sus siglas en ingles) | 5. Aceros avanzados de alta resistencia (<i>AHSS</i> , por sus siglas en ingles) |

1.4 Aceros al Carbono

Para los aceros al Carbono, sin elementos de aleación en proporciones significativas, la nomenclatura es 10XX, donde XX es el contenido de carbono dividido por 100, tabla1.4.

Tabla 1.4. Clasificación de los aceros de acuerdo a su contenido de Carbono. ^{[1][2]}

Contenido de Carbono	Descripción
Muy bajo	Aceros AISI-SAE 1005 al 1015, para conformado en frío, embutidos profundos, forja o cuando se requiere un tratamiento térmico, adecuados para soldadura, mejoran su mecanizado con el estirado en frío. Susceptibles al crecimiento de grano, fragilidad y rugosidad por incrementos de temperatura superiores a los 600 °C.
Bajo	Acero AISI-SAE 1016 al 1030, mayor dureza y resistencia que el grupo anterior pero menor ductilidad, aceros para cementación y forja, su templabilidad depende del porcentaje de C y Mn, entre mayor contenido de estos elementos hay una mejor respuesta en el grano. Su mecanizado mejora al ser forjados o normalizados y se pierde con el recocido.
Medio	Acero AISI-SAE 1031 al 1054, para aplicaciones con requerimientos mecánicos más elevados, frecuentemente se emplean con tratamiento térmico de endurecimiento. Piezas sometidas a cargas dinámicas, los requerimientos mecánicos o templabilidad se incrementan con el aumento del porcentaje de C, Mn o ambos. Los primeros de la serie (de menor contenido de C) pueden ser deformados en frío, con sus limitaciones, con recocido o normalizado previo. Los de mayor contenido de C deben ser normalizados después del forjado, para permitir su mecanizado. Susceptibilidad a fisuras al ser soldados, precauciones especiales en el proceso.
Alto	Acero AISI-SAE 1055 al 1095, alta dureza y resistencia al desgaste, deben ser tratados térmicamente antes de trabajarlos, con sus debidas precauciones para evitar distorsiones o fisuras.

1.5 Aceros aleados

Los elementos de aleación son elementos que en pequeñas proporciones pueden darle al acero la capacidad de multiplicar y mejorar en gran medida sus propiedades tras tratamientos térmicos o termo-químicos. Mediante la microscopía óptica estos elementos son imperceptibles, ya que las microestructuras de los aceros al Carbono y los aceros aleados son las mismas. Sin embargo, después de un tratamiento térmico se obtienen mejores estructuras, en cuanto al tamaño de grano, templabilidad, maquinabilidad, mayor capacidad calorífica, resistencia al choque térmico, etc. en aceros simples de igual contenido de Carbono. Contienen, generalmente: carbono (C), silicio (Si), manganeso (Mn), fósforo (P) y azufre (S); los aceros aleados o especiales contienen, además, alguno o varios de los siguientes elementos o los del acero al C en proporciones más altas: níquel (Ni), manganeso (Mn), cromo (Cr), vanadio (V), wolframio (W), molibdeno (Mo), cobalto (Co), silicio (Si), cobre (Cu), titanio (Ti), zirconio (Zr), plomo (Pb), selenio (Se), niobio (Nb), aluminio (Al), boro (B). Estos elementos de aleación se presentan en los aceros en alguna de las siguientes formas, tabla 1.4. ^{[1][2][8]}

Tabla 1.4. Presencia de elementos de aleación en los aceros. ^{[1][2]}

Elementos de aleación	Presencia en el acero
Ni, Si, Al, Mn, Cu, P, Cr	Se encuentra disueltos en hierro α o ferrita.
Cr, Mo, Mn, W, V	Combinados con el Carbono, son elementos que tienen la tendencia a formar carburos simples o complejos, que como se mencionó son cuerpos muy duros que hacen de los aceros materiales resistentes al desgaste.
Si, Al, Ti, Mn	Combinados con otros elementos, estos forman inclusiones no metálicas. El Si forma silicatos o silico-aluminatos de Ca o de Fe, Mn y Cr. El Al formar alúmina y silico-aluminatos. El Ti puede presentarse en forma de óxido de titanio, de nitruros y ciano-nitruros de Ti. El Mn forma silicatos y sulfuros.
Cu, Pb	Dispersos formando cuerpos extraños. El Cu, con un porcentaje mayor a 0.75% y el Pb en casos especiales.

Los aceros resultados o de fácil maquinabilidad: 11XX, 12XX, azufre (S), fósforo (P) y plomo (Pb). La presencia de gran cantidad de sulfuros genera viruta pequeña al mecanizar una pieza, por la plasticidad de estos sulfuros, actúan como lubricantes internos o puntos de separación para la viruta. Esto significa una reducción de costos en el maquinado de las piezas, sin embargo, disminuyen propiedades como la deformación en frío, soldabilidad y forjabilidad. Este tipo de acero se subdivide en tres grupos, tabla 1.5. ^{[1][2][8]}

Tabla 1.5. Serie de aceros aleados resultados. ^{[1][2]}

Grupo o serie	Descripción
AISI-SAE 1110, 1111, 1112, 1113, 12L13, 12L14, y 1215	Aceros efervescentes de bajo C, con mayor contenido de S. En la serie 12 se agrega P y en la serie con L intermedia Pb. Debe estar calmado, para mejorar su respuesta al tratamiento térmico.
AISI-SAE 1108, 1109, 1116, 1117, 1118 y 1119	Aceros de bajo carbono con buenas condiciones de maquinabilidad, combinado con una buena respuesta al tratamiento térmico, a diferencia del grupo anterior.
AISI-SAE 1132, 1137, 1139, 1140, 1141, 1144, 1145, 1146 y 1151	Aceros de medio carbono, combinan su buena maquinabilidad con una buena respuesta al temple en aceite.

Los aceros aleados para construcciones comunes tienen los siguientes porcentajes mínimos de elementos de aleación: 1.65% Mn, 0.60% Si, 0.60% Cu o un porcentaje específico de Cr, Ni, Mo, Al, Co, Nb, Ti, W, V, Zr. Esto cuando se pretenden desarrollar las mayores capacidades mecánicas, sin distorsión y fisuras. Promover, según especificaciones, resistencia al revenido, incremento de tenacidad y disminuir sensibilidad de entalla; mejorar la templabilidad aún en condición de temple y revenido, en comparación con otro acero en las mismas condiciones. Al ser aplicados se lo hace con tratamiento térmico, suelen ser seleccionados por su templabilidad. La serie es de acuerdo a la tabla 1.6. ^{[1][2][8]}

Tabla 1.6. Serie de aceros aleados para construcciones comunes. ^{[1][2]}

Grupo o serie	Descripción
Ni: 23XX, 25XX	El Ni incrementa su tenacidad, mas no la templabilidad. Para esto se requiere de otro elemento aleante (Cr, Mo), motivo por lo que no es muy empleado. Baja temperatura de transición dúctil-frágil de -4°C hasta -40°C.
Ni-Cr: 31XX, 32XX, 33XX, 34XX	Gran tenacidad, aunque el exceso de Ni dificulta la maquinabilidad.
Mo: 40XX, 44XX	Aumento la templabilidad.
Cr-Mo: 41XX	Poseen 1.00% Cr y 0.15% hasta 0.30% Mo. Se usan para nitruración, tornillos de alta resistencia, etc.
Ni-Cr-Mo: 86XX	Poseen 0.40% hasta 0.70% Cr, 0.40% hasta 0.60% Ni y 0.15% hasta 0.30% Mo. Aleación ampliamente usada por su gran templabilidad.
Si – Mn: 92XX	Poseen 1.40% Si y 1.00% Mn. Aceros para resortes, tienen una excelente templabilidad y resistencia a la fatiga.

Los aceros de bajo contenido de Carbono para cementar tienen la siguiente nomenclatura y aplicaciones, se clasifican de acuerdo a su templabilidad, tabla 1.7. La dureza del núcleo depende del porcentaje de C y de los elementos aleantes. Debe ser mayor cuando se soportan grandes cargas de compresión, para soportar las deformaciones de la capa endurecida. Cuando lo esencial es la tenacidad es mejor no elevar tanto la dureza del núcleo.

Tabla 1.7. Serie de aceros aleados de bajo contenido de Carbono. ^{[1][2]}

Templabilidad	Grupo o serie	Aplicación
Baja	4000, 5000, 5100, 6100, 8100	Piezas pequeñas, temple en aceite.
Media	4300, 4400, 4500, 4600, 4700, 8600, 8700	Piezas pequeñas, temple en aceite.
Alta	4800, 9300	Piezas de grandes espesores, bajo grandes cargas, temple en aceite.

Los aceros aleados de alto contenido de Carbono para temple directo, se clasifican de acuerdo al C nominal de la aleación junto con una subdivisión en función de su templabilidad, tabla 1.8.

Tabla 1.8. Serie de aceros aleados de alto contenido de Carbono. ^{[1] [2] [8]}

Carbono nominal	Grupo o serie (SAE)	Aplicación
0.30% - 0.37% C	Baja templabilidad: 1330, 1335, 4037, 4130, 5130, 5132, 5135, 8630 Media templabilidad: 4135, 4137, 8637, 94B30	Piezas moderadas temple en agua, piezas pequeñas temple en aceite. (bielas, palancas, puntas de ejes, ejes de transmisión, tornillos, tuercas).
0.40% - 0.42% C	Baja templabilidad: 1340, 4047, 5140 Media templabilidad: 4140, 4142, 50B40, 8640, 8642, 8740 Alta templabilidad: 4340	Piezas de medio y gran tamaño con altos requerimientos de resistencia y tenacidad. (ejes, semiejes, piezas de camiones y aviones).
0.45% - 0.50% C	Baja templabilidad: 5046, 50B44, 50B46, 5145 Media templabilidad: 4145, 5147, 5150, 81B45, 8645, 8650 Alta templabilidad: 4150, 86B45	Engranajes y piezas que requieren alto grado de dureza, resistencia y tenacidad.
0.50% - 0.60% C	Media templabilidad: 50B50, 5060 50B60, 5150, 5155, 51B60, 6150, 8650, 9254, 9255, 9260 Alta templabilidad: 4161, 8655, 8660	Resortes y herramientas manuales.
0.60% - 1.02% C	Baja templabilidad: 50100 Media templabilidad: 51100 Alta templabilidad: 52100	Pistas, balines, rodillos de cojinetes, aplicaciones que requieran alta dureza y resistencia al desgaste. Son tres tipos de acero, que en función del contenido de Cr varía su templabilidad.

1.6 Aceros inoxidables

Caracterizados por su elevada resistencia a la corrosión, este tipo de aceros adquiere sus propiedades gracias a la incorporación en su aleación arriba de 11.00% de Cr en su composición, manteniendo un porcentaje de Carbono bajo, debido a que este reduce su resistencia a la corrosión intercrystalina, junto con el Ni en proporciones importantes y el Mo en proporciones menores. Según la AISI-SAE los aceros inoxidables se encuentran divididos en cuatro grupos, según el tipo de forjado (tabla 1.9):

- Austeníticos
- Ferríticos
- Martensíticos
- Endurecibles por precipitación

Tabla 1.9. Clasificación de aceros inoxidables. ^{[1] [2] [8]}

Clasificación	Descripción
Austeníticos	Tienen un agregado superior al 7.00% de Ni, permite que este tipo de aceros presenten una estructura austenítica aún a temperatura ambiente, independientemente del enfriamiento. Son mayormente utilizados en medios corrosivos, aunque aceros como el 310 se utiliza en medios con temperaturas elevadas, arriba de 650°C. En los aceros austeníticos no cambia la estructura cristalina al aplicar calor, estos no son endurecidos mediante temple; los tratamientos de endurecimiento de este tipo de aceros son el recocido completo y enfriamiento rápido a temperaturas elevadas, reducción de esfuerzos y el tratamiento termo-químico de nitruración. No poseen una gran dureza, ni templabilidad, son aceros con una buena capacidad de deformación plástica.
Ferríticos	Los aceros con base exclusivamente de Cr, tienen estructura totalmente ferrítica. Este, actuando solo en porcentajes elevados, amplía el campo ferrítico hacia temperaturas más elevadas y hacia contenidos de Carbono mayores. En relación a la capacidad de resistencia a la corrosión tienen un mayor rango que la clasificación martensítica, pero generalmente menor que la clasificación austenítica. Los aceros ferríticos, como los austeníticos, no pueden ser endurecidos mediante el temple, ya que su estructura cristalina no se modifica por la influencia del calor; puede ser revenido para su maquinado y en algunos casos puede ser nitrurado para su endurecimiento superficial. El alto contenido de Cr es para limitar la estructura γ de los aceros y mantener la estructura ferrítica aún a altas temperaturas.
Martensíticos	Limitando el contenido de Cr es posible obtener una estructura austenítica en el acero inoxidable a temperaturas no tan elevadas, susceptible a un temple martensítico, obteniéndose totalmente esta estructura como en los aceros aleados. En cuanto a la resistencia a la corrosión esta clasificación es de mucho menor rango que la clasificación austenítica y, en la mayoría de los casos, un poco menor a la ferrítica. Tienen una excelente capacidad de endurecimiento, incluso por temple al aire. Cuando el contenido de Carbono es menor al 0.40%, además del endurecimiento por temple, es posible hacer un endurecimiento superficial por nitruración. Algunos tipos como el 403 y el 410 pueden alcanzar arriba de los 40 HRC; entre mayor sea el contenido de C se alcanzan durezas mayores, llegando a superar los 66 HRC. De los dos mencionados el 403 es una clasificación especial destinada a aplicaciones en turbinas. Son templables, entre mayor contenido de Cr se incrementa la dureza por la formación de carburos de Cr. Utilizados ampliamente en cuchillería.
Endurecidos por precipitación	La resistencia a la corrosión puede variar enormemente, dentro de los aceros que componen el grupo, sin embargo, sus mejores exponentes aproximan su resistencia a la corrosión a los inoxidables austeníticos. Pueden desarrollar durezas superiores a los 44 HRC, pero con técnicas de endurecimiento distintas; generalmente, por calentamiento a una temperatura intermedia, cambiando principalmente el tamaño de las partículas e inclusiones de impurezas por envejecimiento.

1.7 Aceros herramienta

La producción de aceros herramienta está encargada de hacer y procesar aceros con altos estándares de control y calidad, principalmente destinados a herramientas, troqueles, y distintos componentes mecánicos que demandan aceros con características y propiedades especiales. La composición de estos varía respecto a los aceros al Carbono, arriba de 1.20% de C e insignificantes cantidades de elementos de aleación; pueden presentarse composiciones idénticas a estos o a los aceros aleados, la diferencia radica en las pequeñas cantidades producidas y alto nivel de calidad de los aceros herramienta. Un sistema de clasificación combinada se utiliza para los aceros herramienta; los aceros son agrupados por uso, composición, propiedades mecánicas y por tratamiento térmico (técnica de templado), tabla 1.10. ^{[1] [2] [8]}

Tabla 1.10. Clasificación de aceros herramienta. ^{[1][2][8]}

Clasificación	Descripción
Endurecidos en agua (W)	Son esencialmente aceros al Carbono, los más económicos de estos aceros. Pueden ser empleados en una amplia variedad de herramientas. Están disponibles en un rango de contenido de C, su selección se basa principalmente en la temperatura máxima o resistencia máxima del acero. Aceros relativamente de baja dureza, lo más importante en estos aceros es su templabilidad, por lo que son de bajo contenido de C; están disponibles para endurecimiento superficial, medio o profundo, la serie W1 es la más utilizada.
Resistentes al impacto (S)	Son aceros en los que sus elementos aleantes tienen grandes variaciones, por lo que presentan importantes diferencias de dureza. Las aplicaciones de este tipo de acero tienen exigencias de extrema dureza, las series S1 (con W) y la S5 (con alto Si) son las más utilizadas.
Endurecidos en aceite (O)	El endurecimiento en la serie O es mucho mayor que en la serie W, es por eso que el templado se hace en aceite. La serie O1 es la más utilizada. La serie O6 presenta grafito en su microestructura, lo que le brinda mejor maquinabilidad, junto con una mejor vida en troqueles ya que las partículas de grafito representan un lubricante para el acero. La serie O7 se utiliza en troqueles en los que es esencial mantener un filo para corte, ya que tienen mayor contenido de Carbono que la serie W.
Endurecidos en aire (A)	Aceros para trabajo en frío de aleación media, en esta serie se presenta un amplio rango de contenido de Carbono y elementos aleantes, pero todos tienen un alto endurecimiento y gran estabilidad dimensional en tratamientos térmicos. Los tipos A8 y A9 presentan mejor resistencia al impacto más no al desgaste; el tipo A7, con altos contenidos de C y V, presenta la máxima resistencia a la abrasión en la serie, pero no es efectivo en aplicaciones que no requieran alta dureza; el tipo A10 es un acero grafitico con mayor dureza que el acero O6.
Alto Carbono y alto Cr (D)	Aceros para trabajo en frío, son característicos por su alto contenido de Carbono (1.50 a 2.35 %), junto con un contenido nominal de Cr de 12.00 %. Pueden ser endurecidos en aire, por su contenido de Mo. Es una serie característica por su alta resistencia a la abrasión, que aumenta con el incremento de C y V. El tipo D7 es ampliamente utilizado por su resistencia a la abrasión, es utilizado en aplicaciones rigurosas como en moldes de ladrillo. Por su característica resistencia a la abrasión son aceros difíciles de maquinar o triturar. D5, con adición de Co, es utilizado en aplicaciones de alta temperatura como formación y operación en caliente por encima de 480 °C.
Baja aleación de objetivos especiales (L)	Cubren un amplio rango de contenidos de elementos de aleación y propiedades mecánicas. Utilizados en componentes de troqueles y maquinaria en general. L6 y L2, siendo L2 la versión de bajo C, son utilizados en aplicaciones con requerimientos de extrema dureza, equipo para taladrar y presionar.
Para molde o formado (P)	Generalmente utilizado en operaciones de moldeo, P2 y P6 son de bajo contenido de C y baja dureza, pueden ser carburizados para alcanzar los requerimientos en procesos de inyección y compresión de plásticos.
Para trabajo en caliente (H)	Se dividen en tres grupos (Cr, W y Mo): - Para la aleación base Cr, H11 y H13 son ampliamente utilizados, sobre todo en la industria aeroespacial. Dentro de las aplicaciones para herramientas en los que se emplean este tipo de aceros esta la introducción de troqueles. - Para la aleación base W, H14 y H19 son utilizados para aplicaciones en dónde la mayor resistencia al calor es requerida, aunque no se disponga del mayor grado de dureza. - La aleación base Mo son modificaciones de bajo C y aceros rápidos de Mo. Excelente resistencia a la exposición a altas temperaturas, aunque presentan baja ductilidad, lo que restringe su uso.
De alta velocidad (T y M)	Se dividen en dos grupos (T: el W es el principal elemento de aleación y M: el Mo lo es). - La aleación base W es utilizado con ciertas limitantes debido principalmente a su elevado costo. T1 en general y T15 son los más utilizados, T15 con alto V y Co es utilizado para herramientas de corte expuestas a un excesivo calor o condiciones abrasivas. - La aleación base Mo es adicionada con ciertas cantidades de W o Co. Entre mayor el contenido de Carbono y V presentan una mayor resistencia a la abrasión, con limitada maquinabilidad. M14 se caracteriza por una excepcional dureza tras los tratamientos térmicos. Se utilizan como herramientas de corte e incluso pueden ser empleados exitosamente para procesos de trabajo en frío, como troqueles. En estas aplicaciones los aceros son endurecidos a temperaturas más bajas que en las herramientas de corte.

1.8 Aceros de alta resistencia (*HSS*)

Son aceros que poseen límites elásticos que comprenden de 210 a 550MPa y con tensiones de fractura mayor a 550MPa. Consisten de una estructura monofásica de cristales de ferrita, en una proporción de 0.03 a 2.00% de C, junto con otros elementos como el Si, Ni, W, V, Mo. Cuando estos aceros tienen hasta 0.2% de C se les denomina aceros dulces, por su alta maleabilidad. Con el incremento de C se confiere mayor dureza y tenacidad a los aceros dulces. Con elementos de aleación como Cr y V se confiere resistencia a la compresión y a la torsión, el Mn aporta dureza y resistencia al desgaste, mientras el Ni contribuye con la resistencia a la corrosión. Junto con las proporciones de los elementos de aleación se debe controlar las propiedades finales con los respectivos tratamientos térmicos. ^{[26] [27]}

1.9 Aceros avanzados de alta resistencia (*AHSS*)

Son aceros que poseen límites elásticos mayores a 550MPa y tensiones de fractura mayores a 700 MPa. Están constituidos por estructuras polifásicas, que pueden ser ferrita, martensita, bainita, y o austenita retenida, con un alto contenido de Mn (15 – 30%). Con cada una de sus proporciones, estos aceros tienen una mayor capacidad de endurecimiento, dando lugar a una resistencia y ductilidad mayor a aceros convencionales. Para dar lugar a estos aceros el control de tolerancias en cuanto a elementos de aleación es de gran importancia, pero principalmente está basado en los porcentajes de las diferentes fases que lo conforman. Los aceros dentro de esta clasificación son (abreviaturas por sus siglas en inglés), ver figura 1.1: ^[26]

- Doble fase (*DP*)
- Fase compleja (*CP*)
- Ferrítico-bainítico (*FB*)
- Postformado y termotratable (*PFHT*)
- Plasticidad inducida por transformación (*TRIP*)
- Plasticidad inducida por maclado (*TWIP*)
- Formado en caliente (*HF*)

Estas últimas dos clasificaciones, son elementos estructurales ampliamente usados en la construcción de chasis en vehículos, ya que por sus prestaciones tienen la capacidad de proteger el habitáculo en el que se sitúan los ocupantes, absorbiendo grandes cantidades de energía sin ser deformados, acoplándose a la estricta normatividad en cuanto a seguridad de la actualidad. El recurrir a estos aceros de alta resistencia y tenacidad se traduce en la reducción de pesos junto con el incremento de la eficiencia del vehículo. ^{[26] [27]}

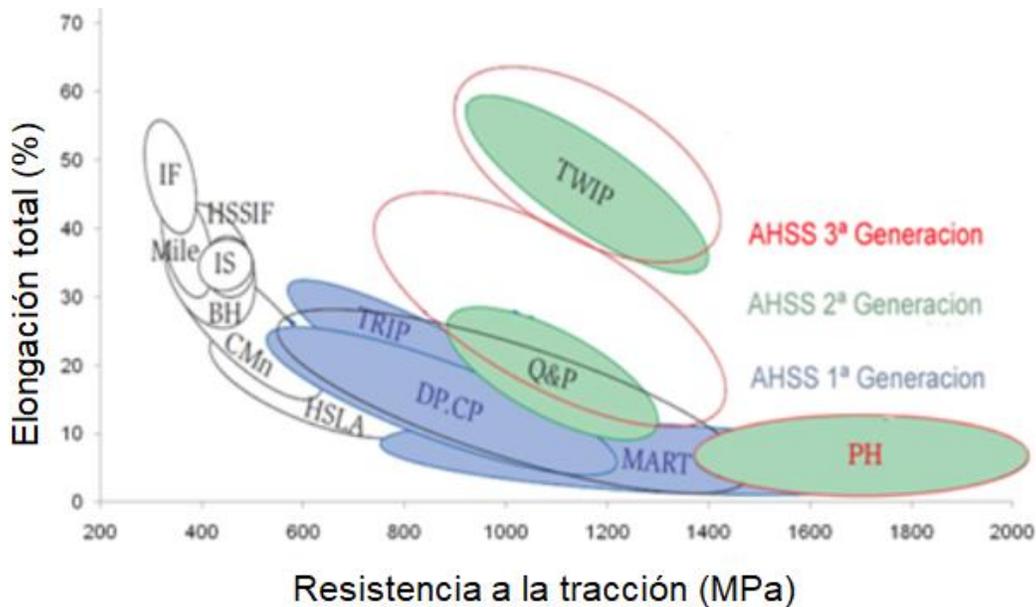


Figura 1.1. Comparación de diferentes tipos de aceros. [26]

1.10 Aceros para nitrurado, borurado y carburizado

Los distintos tratamientos termoquímicos, tienen múltiples mecanismos de aleación y difusión en el acero, por lo que para algunos se requieren elementos de aleación distintos al Carbono y el Hierro. En la tabla 1.11 se hace una descripción de los aceros empleados para los tratamientos evaluados en el presente proyecto, para después mencionar a los aceros seleccionados para los tratamientos evaluados.

Tabla 1.11. Selección de aceros para los tratamientos evaluados en el proyecto. [1] [2]

Aceros	Descripción
Nitrurado	Se emplean aceros con un contenido de carbono de 0.20% a 0.60%, dependiendo de las características mecánicas solicitadas en el núcleo. Nunca se emplean porcentajes menores al 0.25% debido a que el núcleo no tendría la resistencia necesaria para tolerar las exigencias que tenga la capa nitrurada, además de presentar fragilidad con un porcentaje mayor. Son indispensables elementos aleantes como el Al, Mo, V, Cr y Ni, siendo el aluminio el elemento aleante más importante para la formación de nitruros en este tratamiento, que son los que brindan la dureza de la capa nitrurada.
Borurado	Casi cualquier tipo de acero se puede someter al tratamiento, exceptuando aquellos que tienen un alto contenido de Al y Si. Es decir, materiales féreos como aceros de construcción, de herramientas, inoxidable ARMCO, fundición gris y dúctil, aceros sinterizados. El rango de temperaturas del borurado está dentro del campo austenítico por lo que aceros auto-templables se pueden endurecer y templar al mismo tiempo, mientras que los templables no pueden ser borurados debido a la susceptibilidad de la capa al choque térmico. Aceros re-sulfurados, con o sin plomo, tampoco deben borurarse por su tendencia a fragilizarse.
Carburizado	Se emplea para endurecer generalmente aceros de bajo Carbono y aceros aleados de bajo C, generalmente con un contenido de carbono de 0.08% a 0.25%. El contenido de Cr en la aleación de la pieza, acelera la velocidad de penetración del carbono.

1.11 Acero SAE 4140

Es un acero al Cr-Mo, dentro de los aceros de baja aleación es uno de los aceros ampliamente usado por su amplio espectro de aplicaciones, regularmente sometidos a esfuerzos, a un bajo costo. Buena templabilidad, alcanzando gran dureza en el núcleo y en la superficie, es una buena opción para aplicaciones que requieren alta dureza y tenacidad. Tienen un comportamiento homogéneo y gran resistencia al desgaste, aunque una soldabilidad pobre por susceptibilidad a agrietarse. Totalmente endurecido puede alcanzar valores de 54 a 59 HRc. En la tabla 1.12 se muestra su composición química nominal y en la tabla 1.13 sus propiedades mecánicas. Los tratamientos térmicos se aplican en función de las temperaturas críticas de austenización de acuerdo a la tabla 1.14. [4] [5]

Tabla 1.12. composición química nominal acero SAE 4140. [4] [5]

Acero	% C	% Mn	% Si	% P	% S	% Cr	% Mo
SAE 4140	0.38 – 0.43	0.75 – 1.00	0.15 – 0.35	0.35 máx.	0.04 máx.	0.80 – 1.10	0.15 – 0.25

Tabla 1.13. Propiedades mecánicas del acero SAE 4140. [4] [5]

Proceso de formado	Esfuerzo máximo (MPa)	Esfuerzo de fluencia (MPa)	Elongación (%)	Dureza ($\frac{kg}{mm^2}$)
Laminado en caliente	613.66	427.49	26	63.00
Estirado en frío	703.29	620.55	18	75.80
Templado y revenido	1172.15	1096.31	16	115.90

Tabla 1.14. Temperaturas para tratamientos térmicos del acero SAE 4140. [4] [5]

Normalizado (°C)	Recocido (disminuir dureza, °C)	Recocido (regeneración, °C)	Templado (°C)	Revenido (°C)	Punto crítico Ac1 (°C)	Punto crítico Ac3 (°C)
870 – 900	680 – 720 (enfriado al aire)	815 – 870 (enfriado al horno)	830 – 850	500 – 650	750	790

Suelen ser empleados industrialmente en bielas, cigüeñales, ejes, flechas, válvulas y ruedas dentadas, así como en piezas forjadas, grado herramienta, llaves de mano, destornilladores, espárragos, árboles de levas, flechas de mecanismos hidráulicos, entre otros. [4] [5]

1.12 Acero SAE 1018

Es el acero de bajo Carbono más común de los rolados en frío, conocido con ese nombre (*cold roll*). Útil debido a sus buenas características mecánicas, buena resistencia mecánica y buena ductilidad. Tienen una excelente soldabilidad y maquinabilidad que la mayoría de los aceros al C, sólo superada por los aceros de la serie 11XX y 12XX (resulfurados); excelente forjabilidad en caliente y buen formado en frío, por lo que se usa en operaciones de deformación plástica, como remachado y extrusión. Comúnmente carburizados para alcanzar una gran dureza superficial y un núcleo con excelente tenacidad. Gracias a su ductilidad es empleado en procesos de recalado, doblado, estampado, etc. En la tabla 1.15 se muestra su composición química nominal, sus propiedades mecánicas se muestran en la tabla 1.16. Los tratamientos térmicos se aplican en función de las temperaturas críticas de austenización de acuerdo a la tabla 1.17. ^{[6][7]}

Tabla 1.15. composición química nominal del acero SAE 1018. ^{[6][7]}

Acero	% C	% Mn	% P	% S
SAE 1018	0.15 – 0.20	0.60 – 0.90	0.04 máx.	0.05 máx.

Tabla 1.16. Propiedades mecánicas del acero SAE 1018. ^{[6][7]}

Proceso de formado	Esfuerzo máximo (MPa)	Esfuerzo de fluencia (MPa)	Elongación – reducción de área (%)	Dureza ($\frac{kg}{mm^2}$)
Laminado en caliente	399.91	219.95	25	39.40
Estirado en frío	439.90	370.26	15	42.80

Tabla 1.17. Temperaturas para los tratamientos térmicos del acero SAE 1018. ^{[6][7]}

Normalizado (°C)	Recocido (disminuir dureza, °C)	Recocido (regeneración, °C)	Templado, carburizado (°C)	Revenido (°C)	Punto crítico Ac1 (°C)	Punto crítico Ac3 (°C)
1100 - 1250	650 – 890 (enfriado al aire)	850 – 890 (enfriado al horno)	925	150 - 250	724	840

Suele ser empleados industrialmente en flechas, pernos, línea blanca, entre otras aplicaciones, sin que sea sometido a grandes esfuerzos. Utilizado en la industria metalmecánica y componentes automotrices como manivelas, bielas, construcción, entre otras, como tornillos sujetadores, bujes, coples, elementos de sujeción (tensores estructurales); tras su cementación o carbonitruración son ideales para engranes, flechas o en donde sean involucrados mayores esfuerzos, sobre todo dureza superficial y un núcleo tenaz. ^{[6][7]}

Capítulo II. Tratamientos Térmicos y Termoquímicos del Acero

Un tratamiento es un proceso al que se somete un material para mejorar sus propiedades, en función de la aplicación final o etapa de preparación en la que se encuentre. Esto quiere decir, que se pueden incrementar o disminuir sus capacidades mecánicas ya sea para su mecanizado, preparación o aplicación final de una pieza.

Existen los tratamientos térmicos y termoquímicos, que dependiendo de la finalidad de una pieza y en función del costo-beneficio, se puede aplicar uno u otro. Un tratamiento térmico sólo involucra las temperaturas críticas del acero, tiempo de permanencia y velocidad de enfriamiento; un tratamiento termoquímico, además del tiempo y velocidad de enfriamiento, involucra una atmosfera controlada rica en compuestos que se pretende se activen por la energía térmica del sistema, liberando elementos que se adhieren y posteriormente difunden en el material.

2.1 Tratamientos térmicos

En los tratamientos térmicos se involucra el estudio de las condiciones favorables de calentamiento y enfriamiento, con el fin de alcanzar la microestructura deseada para un proceso o aplicación en específico, ya que esto influye directamente en las propiedades físicas y químicas de los aceros. Con el fin de alcanzar las características requeridas en un acero dependiendo su aplicación o etapa de mecanizado. ^{[2][3]}

Para esto es importante mencionar los principales puntos críticos en el calentamiento, A_{c1} (A_1 figura 2.3) que indica el punto de transformación o formación de austenita y A_{c3} (A_3 figura 2.3) que indica el punto en donde culmina la formación de la fase austenítica. Dentro de los tratamientos térmicos existen los denominados especiales, en donde es importante el control de tiempos de calentamiento y enfriamiento; para esto es importante mencionar dos puntos críticos para el enfriamiento, A_{r1} (A_1 figura 2.3) que indica la temperatura a la que se completa la transformación de austenita en ferrita (o ferrita más cementita) y A_{r3} (A_3 figura 2.3) que indica la temperatura a la que la austenita comienza a transformarse en ferrita. Estas temperaturas están directamente influenciadas por el contenido de C y de los distintos elementos de aleación, como ya se mencionó. En los aceros se presentan diferentes microestructuras tras la transformación de la austenita en función de la velocidad y condiciones del enfriamiento. En las tablas 2.1a y 2.1b se describen los distintos tratamientos térmicos e isotérmicos, respectivamente, que se emplean en la industria. ^{[2][3]}

Tabla 2.1a. Tratamientos térmicos. [2][3]

Tratamiento	Descripción
<p>Recocido Figura 2.1a</p>	<p>Tratamiento de ablandamiento, regenera la estructura y elimina tensiones generadas durante el formado del material. Consiste en el calentamiento y enfriamiento muy lento del acero, con el fin de que la transformación del acero sea gradual y completa, obteniéndose los componentes más estables de ferrita y perlita. Se puede realizar con austenización completa (ablanda el acero y regenera la estructura), y con austenización incompleta (ablandar aceros aleados o con más del 0.50% C) y sub-crítico (ablandamiento sin alcanzar la temperatura crítica de austenización). Dependiendo de la finalidad del recocido se pueden considerar los siguientes tipos: Recocido de homogenización, temperatura superior a la A_{c3}. Recocido de ablandamiento o industrial, temperatura inferior a la A_{c1}. Recocido de recristalización o regeneración, temperatura superior a la A_{c3}. Recocido isotérmico, puede ser con austenización completa ($>A_{c3}$) o incompleta ($>A_{c1}$). Doble recocido, consta de un recocido de regeneración y uno de ablandamiento.</p>
<p>Normalizado Figura 2.1b</p>	<p>Su finalidad es alcanzar las propiedades en el material consideradas normales, evitando la estructura gruesa tras el recocido o cuando ha sido sometido a tratamientos previamente. Se utiliza como preparación del acero para operaciones de mecanizado, proporcionando mejores propiedades mecánicas. Consiste en el calentamiento hasta la austenización completa superior (A_{c3}), seguido del enfriamiento al aire. Con este tratamiento se eliminan tensiones, se eliminan discontinuidades por sobrecalentamiento o enfriamientos irregulares. Permite obtener estructuras perlíticas laminares muy finas. Comúnmente utilizado en aceros al C y de baja aleación, también apto para el tratamiento de piezas coladas. Realizando el normalizado en aceros de alta aleación, aceros auto-templables, se obtiene una estructura martensítica de gran dureza, por la gran capacidad de templabilidad de los mismos.</p>
<p>Templado y Revenido Figura 2.1c</p>	<p>Tiene la finalidad de endurecer e incrementar la resistencia del material, para obtener las propiedades finales requeridas en una pieza. Mejora las propiedades mecánicas del acero, resistencia a la tracción, límite elástico y dureza; se disminuye la capacidad de alargamiento, tenacidad, estricción y resiliencia, confiriendo gran fragilidad. Por otro lado, incrementa su resistencia eléctrica y magnetismo remanente, junto con la resistencia al ataque químico con ácidos. Consiste en el calentamiento hasta obtener austenización completa (aceros hipoeutectoides), austenización incompleta (aceros hipereutectoides), seguido por un enfriamiento rápido. Se deben evitar temperaturas excesivamente altas, que resultarían en una estructura martensítica grosera y de baja tenacidad. Dependiendo del tipo de acero se utilizan diferentes medios para el enfriamiento, ya sea aceite, agua o salmuera. Para los aceros hipoeutectoides se suele emplear una temperatura de 40 – 60°C por encima de la temperatura A_{c3}. Por otro lado, para los aceros hipereutectoides sólo se emplea una temperatura para una austenización parcial, obteniendo cementita proeutectoide dispersa en una matriz de martensita. Existe una velocidad crítica de temple, que es la velocidad mínima de enfriamiento, que tiene el fin de alcanzar una estructura totalmente martensítica. Está definida por la curva TTT, evitando las curvas de formación de perlita o bainita, considerado que el núcleo tendrá un enfriamiento más lento que la periferia de una pieza. La curva TTT de un acero y en consecuencia su velocidad crítica de temple está influenciada por el contenido de C y el contenido de elementos de aleación, conforme disminuyen se incrementa la velocidad de enfriamiento, aceros con tamaño de grano grueso tienen velocidades de enfriamiento más bajas.</p> <p>El revenido tiene la finalidad de mejorar la tenacidad de un acero previamente templado, eliminando el exceso de tensiones generadas. Consiste en el calentamiento hasta una austenización incompleta, seguido del enfriamiento al aire. El proceso de templado y posterior revenido de un material es conocido como bonificado del acero. Al revenir la estructura martensítica obtenida tras el temple, se obtiene una estructura de cementita fina inmersa en una matriz ferrítica, mejorando simultáneamente la resistencia y la tenacidad.</p>

Tabla 2.1b. Tratamientos isotérmicos. [2] [3]

Tratamiento	Descripción
Austempering Figura 2.2a	<p>Tiene la finalidad de entregar aceros con una estructura 100% bainítica por lo que no requiere de un revenido posterior. La estructura bainítica tiene la ventaja de ser más tenaz a la misma dureza que alcanza un templado y revenido bajo, no presenta las tensiones y posibilidad de deformación o grietas, que tiene un templado con enfriamiento severo. La transformación de austenita en bainita se da con el mismo aumento de volumen para todos los puntos de la pieza. Se aplica en aceros con buena templabilidad, mas no una templabilidad muy alta, ya que alarga los tiempos de tratamiento. Generalmente, se usa en piezas pequeñas, que permiten igualar la temperatura de la periferia y el núcleo o en piezas más grandes con mayor templabilidad del acero con enfriamientos más severos. Todo esto con el fin de prevenir la transformación de la austenita en bainita de igualar la temperatura. Aceros al C de 0.50% a 1.20% de C o de baja aleación y aceros herramienta, son sometidos al tratamiento. Consiste en alcanzar la austenización completa, seguido de un enfriamiento en baño de sales o plomo fundido a una temperatura superior a la de transformación martensítica (Ms), manteniendo la temperatura hasta la bainitización completa y terminar con el enfriamiento al aire.</p>
Martempering Figura 2.2b	<p>Tiene la finalidad de entregar aceros con una estructura 100% martensítica en aceros de media o alta aleación que requieran un enfriamiento severo por su baja temperatura Ms (inferior a 300 °C) y aceros con media templabilidad sin el riesgo de deformación o agrietamiento. Conforme disminuye la temperatura Ms se abre la posibilidad de la transformación irregular en una pieza de acero, dando pie al agrietamiento o deformación de la misma, por la escasa plasticidad de la martensita formada en la periferia. Reduciendo la severidad de enfriamiento durante el temple por disponer de una mayor templabilidad en el acero, el menor gradiente de temperatura permite el enfriamiento simultaneo de la periferia y el núcleo de una pieza, así como de la martensización. Se aplica en piezas de reducidas dimensiones, con la templabilidad suficiente que permita la formación de martensita en un simple enfriamiento en aceite. Consiste alcanzar la austenización completa, seguido del enfriamiento en baño de sales o plomo fundido a una temperatura un poco superior a Ms, hasta que se normalice la temperatura del núcleo y la periferia, para terminar con el enfriamiento al aire antes de que inicie la transformación perlítica o bainítica.</p>

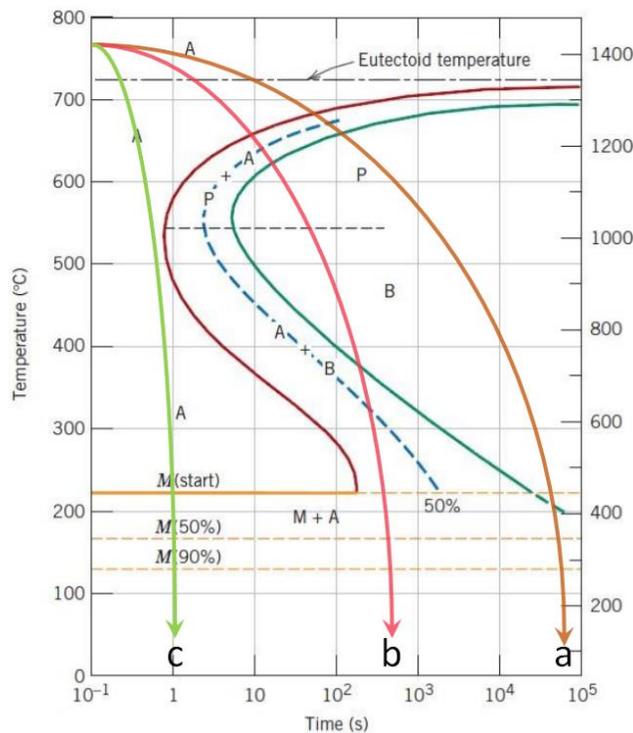


Figura 2.1. Curvas de enfriamiento para el recocido (a), normalizado (b), templado (c). [18]

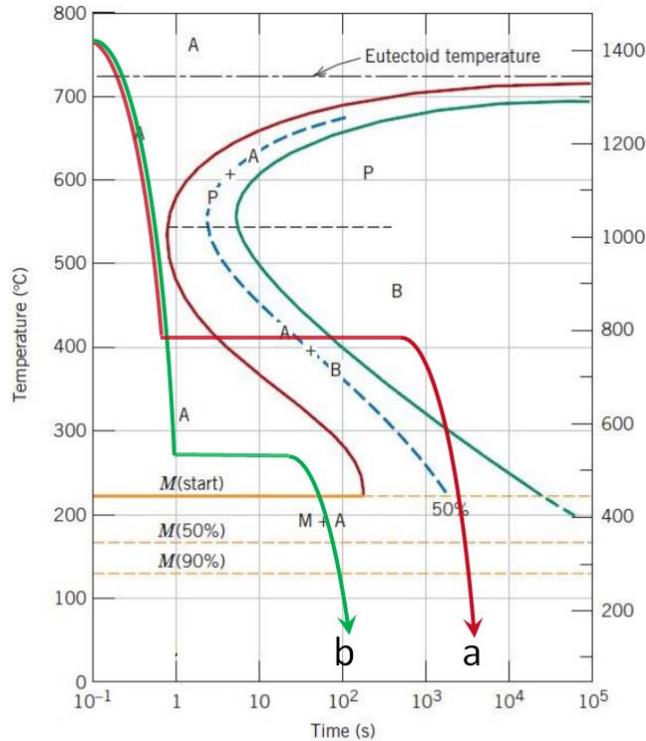


Figura 2.2. Curvas de enfriamiento para el austempering (a), martempering (b). ^[18]

En las curvas TTT de las figuras 2.1 y 2.2, donde se muestran las curvas de enfriamiento de los tratamientos mencionados buscan tener una microestructura característica y sus propiedades, las microestructuras mostradas en los diagramas son:

- A, austenita
- P, perlita
- B, bainita
- M, martensita

2.2 Tratamientos termoquímicos

Junto con las características propias de la aleación, en ocasiones, es necesaria una protección superficial mayor, ya sea resistencia a la corrosión o al desgaste. Como ya se mencionó, este tipo de tratamiento involucra, calor y una atmósfera controlada o enriquecida. Un tratamiento termoquímico se puede dividir en tres etapas, tabla 2.2.

Tabla 2.2. Etapas de un tratamiento termoquímico. ^[3]

Etapa	Descripción
Disociación	Descomposición de las moléculas y formación de átomos activos del elemento a difundir.
Absorción	Contacto de los átomos del elemento que difunde con la superficie de la pieza, generando enlaces químicos con los átomos superficiales del metal.
Difusión	Penetración del elemento de saturación hacia el interior del metal.

De estos tratamientos se verán ventajas y desventajas, así como también diferencias en el costo neto de la pieza. La finalidad de los tratamientos termoquímicos, es mejorar las propiedades de los materiales en una aplicación directa, ya sea en componentes de maquinaria, herramientas, construcción, etc. Estos tienen una connotación tribológica directamente, es decir la relación entre lubricación, fricción y desgaste. Esto es incluso en la lubricación de la superficie final, que tiene que ver con la rugosidad y el coeficiente de fricción, reduciendo la necesidad de la lubricación con fluidos. Además, estos tratamientos pueden tener influencia en la resistencia a la corrosión, por lo que son importantes para piezas que están expuestas a atmósferas corrosivas. ^[2]^[3]

Cuando se mejoran las propiedades tribológicas en la superficie final de un material, se extiende la vida útil de la pieza de trabajo, se retrasa la necesidad de hacer mantenimiento preventivo o correctivo en casos extremos, y que finalmente lleva a la reducción de costos.

2.3 Carburizado

El más antiguo de los tratamientos termoquímicos, para el endurecimiento superficial. Con este procedimiento se incrementa el contenido de Carbono en la superficie de la pieza de acero. Esto se realiza a grandes rasgos introduciendo la pieza en un medio carburante, elevando la temperatura y manteniendo el sistema por un tiempo determinado. Posteriormente se requiere el templado de las piezas y se alcanzan grandes durezas superficiales. ^[2]^[3]

De los diferentes componentes que se pueden presentar en un acero el hierro es el metal base y el Carbono el que ejerce la influencia más decisiva en sus propiedades, características y tratamientos disponibles. Los aceros presentan diversas y muy variadas propiedades dependiendo de las fases y constituyentes presentes, tabla 2.3.

En el diagrama de fases Fe-Fe₃C, figura 2.3, se pueden distinguir las fases principales de los aceros que comúnmente se usan en la industria. Se presentan cuatro fases sólidas; ferrita α , ferrita δ , austenita γ y cementita (Fe₃C). Además, se presentan otros agregados a las fases presentes al acero, tabla 2.4.

Tabla 2.3. Fases de importancia metalográfica en aceros. [2] [3]

Fase	Estructura Cristalina	Descripción
Ferrita α (Fe α)	BCC	Fase de equilibrio de baja temperatura, relativamente blanda. Su resistencia aproximada es de $28 \frac{kg}{mm^2}$, 35% de alargamiento y una dureza aproximada de 55 unidades de Rockwell B (HRB). Es el más blando de los constituyentes del acero, es dúctil y maleable.
Ferrita δ (Fe δ)	BCC	Fase de equilibrio estable a alta temperatura, isomorfa con hierro α .
Austenita (Fe γ)	FCC	Fase de equilibrio estable a temperatura media, relativamente blanda. Es una solución sólida de C o carburo de hierro en ferrita o hierro γ , contiene hasta 1.76% de C, un constituyente de composición variable. Los cristales de austenita se forman al suministrar calor a cualquier acero por encima de sus temperaturas críticas (A_{c3}). La estructura atómica de los cristales de austenita, se pueden obtener a temperatura ambiente mediante un enfriamiento rápido de aceros con alto contenido de C o de alta aleación. La resistencia que alcanza la austenita es de 88 a $105 \frac{kg}{mm^2}$ aproximadamente, una dureza cercana a 107 HRb y su alargamiento alcanza de 30 a 60%, poco magnética, blanda, dúctil y tenaz. Tiene gran resistencia al desgaste ya que es el constituyente más denso de los aceros.
Cementita (Fe ₃ C)	Ortorrónica	Fase metaestable, alta dureza, contiene 6.67% en peso de C. Es el constituyente más duro y frágil del acero al C, con una dureza superior a 68 Rockwell C (HRC), cristaliza en un sistema ortorrónico de gran tamaño (4,5 x 5 x 6,7 Å) doce átomos de hierro y cuatro átomos de C.
Grafito	Hexagonal	Fase de equilibrio estable.
Perlita	(Ferrita + Cementita)	Micro-constituyente metaestable; mezcla laminar de ferrita y cementita. es un componente eutectoide formado por capas subsecuentes de ferrita y cementita, su composición química es, aproximadamente, seis partes de hierro por una de C, su resistencia es de $80 \frac{kg}{mm^2}$ y un alargamiento alrededor de 15%. Se puede clasificar en: perlita gruesa, cuando el enfriamiento es muy lento dentro del horno con una dureza aproximada de 95 HRb, perlita normal, cuando tiene una dureza aproximada 98 HRb, y perlita fina, cuando el enfriamiento es rápido dentro del horno o se deja enfriar al aire, alcanzando una dureza 107 HRb.
Martensita	BCT (solución sobresaturada de Carbono en ferrita)	Fase metaestable de alta dureza, morfología de placas o agujas, según el porcentaje de Carbono. Constituyente típico de los aceros templados. Está formada por una solución sólida sobresaturada de C, de carburo de hierro en ferrita o hierro α , solución similar a la de la austenita, que se obtiene por el templado o enfriamiento rápido de los aceros desde una temperatura de austenización. La resistencia que alcanza va desde 170 a $250 \frac{kg}{mm^2}$, una dureza de 50 a 68 HRC y un alargamiento de 2.50 a 0.50%. Presenta una morfología acicular, agujas en zigzag, con ángulos de 60 °. La cristalización de la martensita tiene una morfología de un paralelepípedo que difiere muy poco del CCC de la ferrita α , en donde se sugiere que los átomos de C son los responsables de la deformación de la red, transformándola en tetragonal. [7]
Bainita	(Ferrita + Cementita)	Microconstituyente metaestable duro; mezcla no laminar de ferrita y cementita en escala extremadamente fina; la bainita superior se forma a temperaturas más altas y tiene aspecto de plumas; la inferior se forma a temperaturas más bajas y su apariencia es acicular. La dureza aumenta cuando desciende la temperatura de formación. Es un constituyente que puede aparecer en el temple, sin embargo, es uno de los constituyentes característico de uno de los tratamientos isotérmicos, el « <i>austempering</i> », con un baño de enfriamiento de 250 a 600°C, aproximadamente.

Tabla 2.4. Agregados en las fases de la aleación Fe-Fe₃C. [2] [3]

Agregado	Descripción
Troostita	Es un agregado extremadamente fino de la cementita y la ferrita α . Al realizar el enfriamiento a una temperatura ligeramente inferior a la crítica de temple, de 500 a 600°C, dependiendo de la composición del acero. Tiene propiedades intermedias entre la sorbita y la martensita, resistencia de 140 a 175 $\frac{kg}{mm^2}$, dureza alrededor de 42 a 51 HRC, y un alargamiento de 5.00 a 10.00%.
Sorbita	Es un agregado fino de la cementita y de la ferrita α , mediante una velocidad de enfriamiento bastante inferior a la crítica de temple o con la transformación isotérmica de la austenita de 600 a 650°C, aproximadamente. Su resistencia es de 88 a 140 $\frac{kg}{mm^2}$, tiene una dureza de 24 hasta 42 HRC, y un alargamiento de 10.00 a 20.00%. Es el constituyente de máxima resiliencia de los aceros.
Carburos	Son cuerpos formados al combinar Carbono con elementos específicos que poseen una extrema dureza, es posible clasificarlos con base en su constitución de la siguiente forma: Carburos simples, que están formados por la combinación de un elemento especial con C. Carburos dobles, que están formados por un elemento especial y hierro. Carburos formados por mezclas isomorfas de un carburo simple con carburo de hierro. Se pueden observar principalmente en aceros rápidos, aceros indeformables de alto contenido de Cr, W, Mo y V. La dureza que presentan estos carburos es mayor comparados con la martensita, que tiene una importante dureza. Además, son empleados en herramientas de corte, aceros rápidos, por conservar su dureza aún a temperaturas relativamente elevadas, comparados con aceros al carbono templados de estructura martensítica.

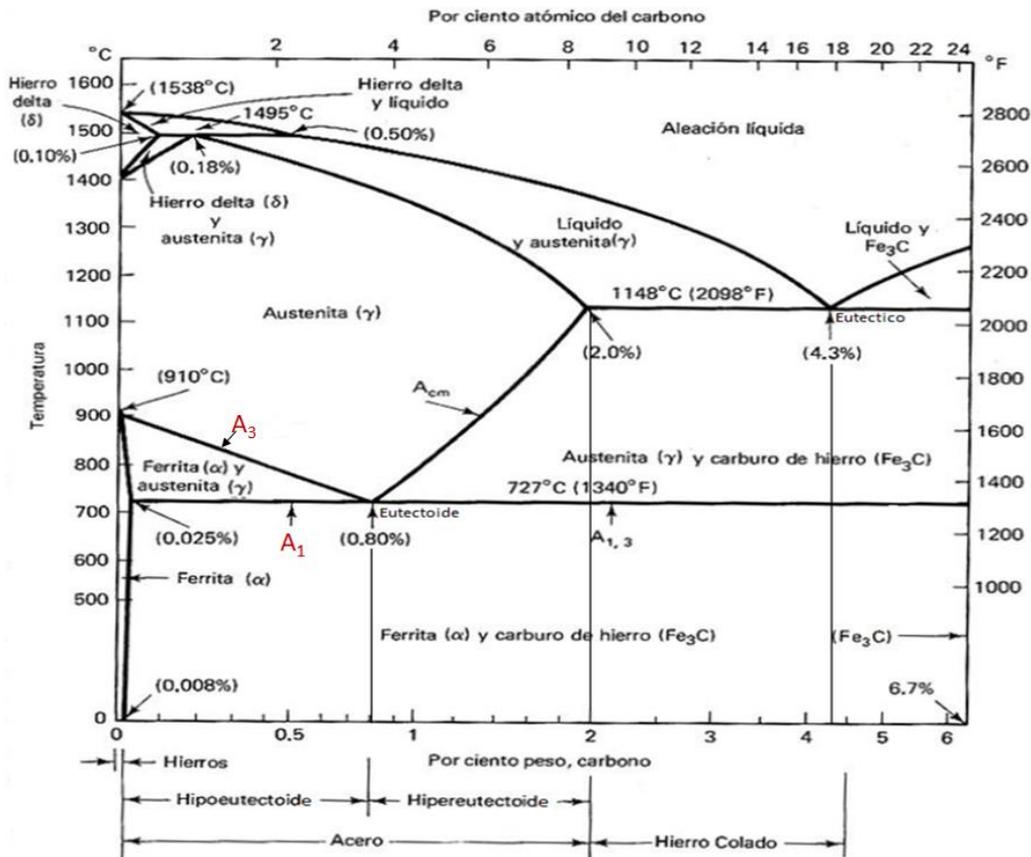


Figura 2.3. Diagrama de fases Fe-Fe₃C. [8]

Para el tratamiento de carburizado, existen diferentes tipos de cementantes, sólidos, líquidos y gaseosos. Dependiendo del tipo de cementante empleado los tiempos de permanencia varían en cada proceso, tabla 2.5.

Tabla 2.5. Tiempos de permanencia dependiendo del procedimiento de carburizado. [3]

Cementante	Tiempo del proceso (horas)
Sólidos	6 – 10
Líquidos o sales fundidas	1 – 6
Gaseosos	1 – 8

Las materias sólidas más empleadas para la cementación con sólidos son el carbón vegetal, el animal, huesos calcinados, etc. mezclados con carbón mineral o carbonatos como el de bario, calcio y sodio. El carbón vegetal no se emplea solo ya que no se alcanzan concentraciones de Carbono en la capa cementada superiores al 0.65%, mientras que al mezclarlos con carbonatos alcalinos o alcalinotérreos es posible alcanzar concentraciones de hasta 1.20% de C. [2] [3]

Una de las mezclas más empleadas durante muchos años es un preparado de 60% de carbón vegetal con 40% de carbonato bórico. Es necesario triturar el carbón vegetal en trozos de 3 a 6 mm de diámetro y se mezcla con el carbonato bórico en polvo. Se puede disminuir el porcentaje de carbonato bórico de 10 a 15%, obteniendo buenos resultados. Sin embargo, disminuyendo el contenido a 8%, el rendimiento de la mezcla baja notablemente. Es posible añadir un 20% de coque como diluyente por su extraordinario poder calorífico, lo que aumenta la velocidad de penetración del calor hacia el interior de la caja para carburizado, permitiendo obtener rápidamente temperaturas uniformes al interior de la caja y disminuyendo el costo. [2] [3]

El Carbono a altas temperaturas reacciona con el oxígeno del aire atrapado al interior de la caja de carburizado, entre el espacio que prevalece entre la materia cementante, dando como resultado óxidos de Carbono (CO), tabla 2.6. De ahí la importancia de proporcionar un medio carburante adecuado, a diferencia de otros tratamientos el proporcionar un vacío en el sistema del acero y el medio carburante, aun estando en contacto, no habrá la misma absorción de C en el acero, por lo que es importante proporcionar un medio activo para que este penetre de manera efectiva en el acero. [2] [3]

Tabla 2.6. Reacción durante el carburizado. ^{[2] [3]}

Reacción química	Descripción
$2C + O_2 = 2CO$	Reacción del oxígeno con el carbono a altas temperaturas.
$2CO = C + CO_2$	El CO formado se descompone a altas temperaturas en Carbono naciente y dióxido de carbono.
$CH_4 = C + 2H_2$	En algunos procesos (especialmente cementación gaseosa) se realiza parte de la cementación por acción del metano, descomponiéndose en hidrógeno (H) y carbono naciente.
$C + 3Fe = CFe_3$	En estas reacciones es el Carbono naciente el que provoca la cementación. En contacto con Fe a alta temperatura se combinan, formando Fe_3C y al difundirse el carbono, por la misma acción de la energía calorífica, es cuando se comienza a producir la cementación.

Al adherirse el Carbono al acero queda disuelto en el hierro gamma, de acuerdo a las leyes de difusión al existir un gradiente de concentración entre la superficie y el núcleo de la pieza, este difunde o penetra hacia el núcleo de la misma, describiendo tres etapas en el proceso. ^{[2] [3]}

1ª Producción de Carbono naciente en las proximidades de la superficie del acero.

2ª Adhesión del Carbono en la superficie del acero.

3ª Difusión del Carbono hacia el núcleo de la pieza.

Existen ciertas desventajas para el proceso de cementación con materias sólidas: ^{[2] [3]}

- Gran duración del proceso, lo que conlleva a un elevado consumo energético.
- Elevado costo de preparación del proceso.
- Imposibilidad de implementar procesos automatizados para el temple posterior, al no poderse realizar desde la caja.
- Irregularidad de temperaturas al interior de grandes cajas de cementación.

Es importante mencionar, que la absorción de Carbono por hierro y es más activa conforme el contenido de este es más bajo en el acero. Esto es fácil de distinguir en las leyes de difusión ya que estas se basan en el gradiente de concentración, conforme aumenta el porcentaje de C en la superficie del acero la velocidad de absorción disminuye, comparable a una solución que se aproxima a su grado de saturación.

El procedimiento de cementación en baño de sales es más rápido y simple, en comparación con la cementación con materias sólidas. Aunque tiene la desventaja de que éstas sales son altamente venenosas para el ser humano. Para el endurecimiento superficial de piezas pequeñas, sencillas o de poca responsabilidad, y en espesores pequeños de cementación. La ventaja latente del baño de sales es la simplicidad y bajo precio de las instalaciones requeridas, sin embargo, el proceso es impreciso.

En la cementación con gases se mantienen las piezas de 1 a 8 horas en una atmósfera controlada carburante. Las temperaturas del proceso son de 850 a 950°C y se obtienen capas cementadas de 0.20 a 1.50 mm de espesor. Para aplicaciones específicas se pueden prolongar los tiempos de permanencia, con el fin de alcanzar mayores espesores en la capa cementada. La contradicción del proceso es el alto costo de las instalaciones y su complejidad. Sin embargo, el proceso es rápido. Esto permite obtener resultados regulares y grandes volúmenes de piezas. Es el método de cementación empleado en grandes series de producción, como la automotriz. ^{[2][3]}

2.3.1 Selección de aceros para carburizado

Los aceros empleados en este procedimiento pueden ser aceros aleados y sin alear, generalmente de bajo contenido de Carbono (0.08% hasta 0.25%), aunque se llegan a emplear aceros de hasta 0.40%. Para este procedimiento se debe de llevar el acero a fase austenítica, para favorecer la difusión dentro del material. Los factores de mayor importancia para la selección del material para cementación son tres, tabla 2.7. ^{[2][3]}

Tabla 2.7. Factores de importancia para la selección de aceros para cementar. ^[2]

Factores	Consideraciones
Forma y dimensiones de las piezas a tratar	Las tolerancias requeridas después del temple con el propósito de hacer control del medio ideal para el temple de las piezas, sea agua, aceite u otro medio. Con el fin de considerar los elementos aleantes del acero por emplear, para mejorar su templabilidad.
Resistencia del núcleo de la pieza	El tratamiento de carburizado ocurre únicamente en la superficie del material, con base en esto el núcleo debe de tener cierto contenido de Carbono, para alcanzar la tenacidad suficiente sin que sea un núcleo muy blando que pueda llevar al desprendimiento de la capa cementada u otras fallas en la pieza.
Relación costo beneficio	Se debe justificar la inversión para una aplicación en específico.

Otra consideración importante es la tenacidad y resistencia requeridas en el núcleo del material, tabla 2.8.

Tabla 2.8. Tenacidad y resistencia requeridas en el núcleo de un acero a cementar. ^{[2][3]}

Relación	Factores
Gran tenacidad y baja resistencia del acero	Alargamientos superiores al 14% en el núcleo, resiliencias superiores a $12 \frac{kg}{cm^2}$ y resistencia variable de 60 a $80 \frac{kg}{mm^2}$
Resistencia y tenacidad media	Resistencia en el núcleo variable de 80 a $110 \frac{kg}{mm^2}$
Alta resistencia	Resistencia en el núcleo variable de 110 a $160 \frac{kg}{mm^2}$

2.3.2 Condiciones del carburizado

El procedimiento consta de dos etapas distintivas, absorción y mejoramiento. La absorción se refiere, directamente a la penetración del Carbono y posterior difusión hacia el núcleo. El mejoramiento se refiere a los tratamientos térmicos posteriores a la cementación, para alcanzar las características requeridas en la pieza. La absorción y difusión del C dependen de la composición del acero sometido al tratamiento, del medio cementante, de la temperatura y duración del tratamiento, tabla 2.9. ^{[2] [3]}

Tabla 2.9. Etapas de un tratamiento termo-químico. ^{[2] [3]}

Etapas	Descripción
Tiempo y temperatura	Las temperaturas a las que se trabaja el acero para la cementación están comprendidas entre 850 y 1000°C, las temperaturas próximas a 900°C son las más empleadas.
Tratamientos posteriores	La cementación cambia la composición química de la periferia o capa superficial de la pieza. Generando dos zonas principales, núcleo y capa cementada, y la zona de transición. Con los tratamientos adecuados es posible obtener, gran dureza en la superficie y gran tenacidad en el núcleo. Después de la cementación la capa cementada puede permanecer muy blanda, a pesar del alto contenido de C, y el núcleo muy frágil al tener un tamaño de grano grueso por la prolongada exposición a alta temperatura, he ahí la necesidad de post-tratamientos térmicos.

Al considerar que las dos zonas principales del material tratado (superficie tratada y núcleo sin efecto) tienen composición química y propiedades diferentes, incluyendo diferentes temperaturas críticas. Al ser inseparables los tratamientos deberán ser favorables para ambas composiciones. Es por esto que se realizan dos temple, uno para el núcleo y otro para la superficie, con diferentes temperaturas de temple. La velocidad crítica de temple es muy elevada para la capa cementada, por lo que es necesario enfriarlos rápidamente para alcanzar las durezas más elevadas en la superficie (> 60HRc). Se llegan a usar aceros con 0.40% de C, limitando su uso por la poca tenacidad del núcleo. Con temple en agua suelen alcanzarse durezas cercanas a las de los aceros aleado, siendo importante considerar la deformación en geometrías complejas. ^{[2] [3]}

El acero al Carbono es muy susceptible al crecimiento de grano, más que los aceros aleados, he ahí la importancia de controlar correctamente los post-tratamientos, con el objetivo de que el núcleo tenga la tenacidad deseada. Según las dimensiones de las piezas, es importante considerar la composición de un acero al C. Piezas pequeñas pueden tener menos de 0.12% de C, para piezas de un tamaño medio de 0.12% a 0.17% de C y en piezas grandes es conveniente utilizar aceros con un mayor contenido de C, debido a que por las dimensiones gruesas el núcleo no alcanza a ser endurecido correctamente en el temple. Con mayores contenidos de Mn se puede mejorar la templabilidad del acero.

Para los aceros débilmente aleados, cuyo contenido de Cr, Ni, Mo y Mn, no es superior al 3.00%, entre ellos los aceros al Cr-Mo (41XX), aceros Ni-Mo (46XX), Cr-Ni-Mo (43XX) y aceros de alta aleación el temple es en aceite y los de más baja aleación en agua. Para un mismo acero, piezas de dimensiones gruesas se suelen temprar en agua y piezas pequeñas en aceite.

Para los aceros de alta aleación, con un porcentaje mayor al 3.00% de los elementos de aleación, el contenido de Carbono suele ser inferior al 0.20%, gracias a la templabilidad que le otorgan los elementos aleantes al acero. Se usan en la fabricación de piezas de grandes exigencias y tolerancias, se pretende evitar deformaciones, junto con elevadas resistencias en el núcleo (90 a $150 \frac{kg}{mm^2}$), aceros al Ni y al Cr-Ni. Piezas de aviones, motores de aviación, piezas de alta resistencia y gran tamaño se usan aceros al Cr-Ni-Mo. La razón del bajo contenido de carbono es para evitar el endurecimiento excesivo del núcleo, perdiendo tenacidad. Por la posibilidad de encontrar austenita retenida en la capa cementada tras el temple, es necesario en ocasiones dar tratamientos especiales a las piezas a temperaturas bajo cero. En la tabla 2.10 se enlistan los medios de temple recomendables dependiendo de la clase de aleación en un acero, junto con la geometría y dimensiones de la pieza. ^[3]

Tabla 2.10. Aceros y medios recomendados de temple según las dimensiones de las piezas. ^{[2][3]}

Tipo de aceros	Temple recomendado	Dimensiones de las piezas
Aceros al C	En agua	Piezas pequeñas y regulares, sin probabilidad de problemas de deformaciones, no es de gran interés la resistencia y tenacidad del núcleo.
Aceros de media aleación	En aceite o agua	Piezas medianas y pequeñas, con restricciones en las deformaciones, donde es importante una buena tenacidad y resistencia (70 a $90 \frac{kg}{mm^2}$).
Aceros de alta aleación	En aceite	Cualquier tamaño de piezas, sin tolerancia a deformaciones, sensibles al temple, donde es importante alcanzar buena tenacidad y alta resistencia en el núcleo (90 a $150 \frac{kg}{mm^2}$).

2.4 Nitruado

Es un tratamiento de endurecimiento superficial, que se realiza relativamente a bajas temperaturas (500 – 570°C). En este tratamiento se hace difundir Nitrógeno a través de la superficie hacia el interior del acero, alcanzando durezas superficiales elevadas. El proceso normal de nitruración es en piezas previamente templadas y revenidas con el fin de tener buenas propiedades en el núcleo, para soportar las cargas transmitidas a través de la capa endurecida, que por la baja temperatura del proceso no se afecta. El N que difunde en el acero, a las

temperaturas señaladas, tiene una velocidad de penetración mucho mayor que el C, aunque disminuye al incrementar la temperatura por encima del rango del tratamiento. Se pueden alcanzar durezas alrededor de 59 y 72HRc, según el material nitrurado. Incrementa, también, la resistencia a la corrosión, por lo que es recomendada para piezas sometidas a atmosferas corrosivas. Debido a las bajas temperaturas del tratamiento se evitan las complicaciones, presentes en otros tratamientos, como deformaciones. El nitrurado de las piezas puede ser selectivo, dependiendo de la aplicación a la que este destinado el mismo, protegiendo las zonas que no requieren tratamiento. La dureza alcanzada por el nitrurado se conserva incluso a altas temperaturas (hasta 500°C, sí no hay una exposición prolongada), donde a diferencia de tratamientos como el carburizado con estructura martensítica, la pierden rápidamente arriba de los 200°C. [9]

Las fases o compuestos formados por el Fe y el N son variadas, como se muestra en el diagrama de fases Fe-N de la figura 2.4 y descritas en la tabla 2.11.

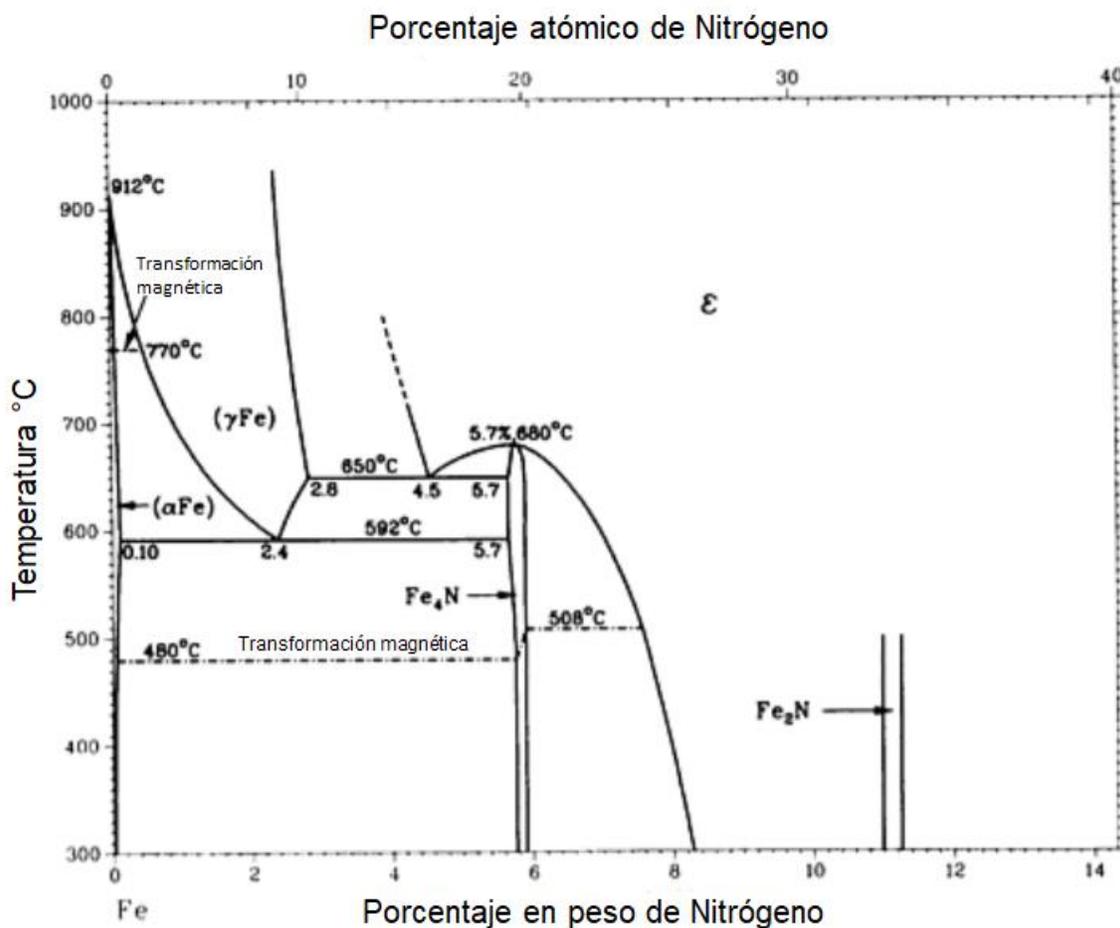


Figura 2.4. Diagrama de fases Fe-N. [10]

Tabla 2.11. Fases y compuestos formados por la aleación Fe-N. [9]

Fase o micro-constituyente	Estructura cristalina	Características
α	BCC	Alrededor 590°C se mantiene en solución alrededor de 0.1% N, la solubilidad del N disminuye hasta 0.001% a 20°C.
γ	FCC	Los átomos de N se encuentran intersticialmente entre los del Fe γ , red semejante a la austenita a temperaturas superiores a los 590°C, la solubilidad máxima del N es de 2.8% a 650°C. Al 2.4% de solubilidad de N existe un eutectoide, que pasa a braunita por enfriamiento rápido, en un enfriamiento lento se descompone en una estructura laminar similar a la perlita, constituido por las fases α y γ' .
γ'	FCC	Con los átomos intersticiales de N entre los de Fe. Es una combinación química de composición variable de 5.7 a 6.1% de N (Fe_4N).
ϵ	Hexagonal	Los átomos de N se encuentra intersticialmente entre los iones metálicos, solución sólida de composición variable entre 8.15 y 11.0% de N, con la máxima solubilidad encontramos la fase Fe_2N .
δ	Ortorrónica	Difícilmente alcanzable con un nitrurado controlado.

Los nitrurados realizados a una temperatura superior a 550°C no tienen aplicación debido a la formación de braunita, que precisamente se forma arriba de esta temperatura. Por ejemplo, en un acero tratado a 600°C se pueden distinguir las siguientes fases: la zona exterior está constituida por nitruros Fe_2N y Fe_4N , otra de braunita oscura, otra de braunita laminar (ferrítica o perlítica según el contenido de C) con una pequeña cantidad de Fe_4N entre los espacios de $Fe\alpha$, finalmente la capa interior con una pequeña cantidad de $Fe\alpha$ y agujas de Fe_4N , justo antes del núcleo inalterado. Las temperaturas correctas para la nitruración son de 500 a 570°C para el baño de sales y la nitruración gaseosa, en donde se forman las capas características de nitrurado, tabla 2.12. [9]

Tabla 2.12. Capas características del nitrurado. [9]

Capa	Descripción
Zona de compuestos	Superficie con bajo índice de fricción, el espesor de capa es variable de 5 a 15 μ m con baño de sales y de 5 a 25 μ m para nitruración gaseosa. La microdureza aproximada es de 600 a 1000HV _{0.1} . Formada principalmente por nitruros $\epsilon Fe_{2-3}N$, nitruros γ' y un porcentaje muy bajo de $Fe\alpha$. En la nitruración con baño de sales se puede presentar Fe_3N . Al microscopio presenta un aspecto de capa blanca cuya característica principal es la resistencia al desgaste y a la corrosión.
Zona de difusión	El N se difunde desde la superficie hacia el núcleo del material, el alcance de la difusión depende del tiempo de nitruración, de la temperatura y del acero tratado.

En los aceros al Carbono la presencia del N se revela con el enfriamiento al aire, al hacer un temple en agua o aceite el N queda en solución y no es visible al microscopio, con un revenido a 300°C durante una hora, parte del N se precipita en el nitruro γ' (Fe_4C) en forma de agujas. Para

los aceros aleados, el N se pone de manifiesto con el ataque químico, en donde se genera una zona oscura que se refiere a la difusión parcial del N precipitado. La característica principal de la zona de difusión es la elevada resistencia a la fatiga, confiriéndole a las piezas tratadas un incremento en más de un 90%. Esto permite una mayor carga de trabajo en piezas que están sometidas a esfuerzos de flexión y torsión. [9]

Para la nitruración se aporta N a una pieza en estado atómico naciente, que se puede obtener por disociación térmica de NH_3 (amoníaco), para la nitruración gaseosa. En el caso de la nitruración por baño de sales, estos están constituidos por cianuros (CN^-) y cianatos (CON^-) fundidos. Para la nitruración sólida las piezas se recubren de una pasta de sustancia nitrurante, que igual se eleva de 520 a 570°C durante doce horas. La nitruración iónica o por plasma, método empleado en el presente proyecto, es una especie de nitruración gaseosa dirigida a incrementar la velocidad de difusión del N, reduciendo el tiempo de tratamiento; se realiza dentro de un reactor al vacío, donde posteriormente se introducen gases nitrurantes, se establece un circuito eléctrico con la pieza a nitrurar (ánodo) y por el efecto del calor el N naciente disociado se ioniza. [9]

2.4.1 Selección de aceros para nitrurado

Usualmente se emplean para este tratamiento aceros aleados de 0.20 a 0.60% de Carbono, con elementos aleantes como Al, Cr, Mo y V. Como hemos visto, en este proceso de endurecimiento superficial el contenido de C no tiene influencia alguna en la dureza superficial obtenida tras el tratamiento; en dónde llega a influir la concentración de este es en la profundidad de capa del nitrurado, disminuyendo conforme incrementa su contenido.

El Al es el elemento que mayor influencia tiene en la dureza proporcionada por la difusión del N, aunque se requiere de otros elementos aleantes para evitar fragilidad en el nitrurado. El Mo incrementa la dureza de la capa nitrurada, aumenta la tenacidad del núcleo y evita la fragilidad de la capa, cuando se mantiene una temperatura de trabajo cercana a los 500°C por periodos prolongados. El Cr y el V ayudan a aumentar la profundidad de la capa dura.

2.4.2 Condiciones del nitrurado

Las condiciones generales del tratamiento se describen en la tabla 2.13.

Tabla 2.13. Condiciones del tratamiento de nitruración. ^[9]

Condiciones del tratamiento	Descripción
Tiempo y temperatura	La temperatura del tratamiento ronda de los 500 los 570°C, dependiendo de la técnica de nitruración utilizada. Es importante mencionar que la capa formada a través de la nitruración es muy delgada, por lo que el tratamiento regularmente se realiza a piezas previamente templadas y revenidas, ya que es susceptible a deformaciones por choque térmico y un maquinado posterior no es óptimo por la baja penetrabilidad que tiene el nitrógeno.
Espesor de capa nitrurada	En las figuras 2.5 y 2.6 se hace la relación del espesor de capa y la zona de difusión (respectivamente), dependiendo del material en tratamiento. Se puede observar que la mayor penetración se presenta en aceros al C, seguido por aceros débilmente aleados, disminuyendo aún más en aceros de alta aleación y fundiciones de hierro. Cabe aclarar que la penetración de la zona de difusión y la profundidad de capa es independiente de la dureza obtenida en la capa superficial, ya que la dureza depende de la formación de nitruros.

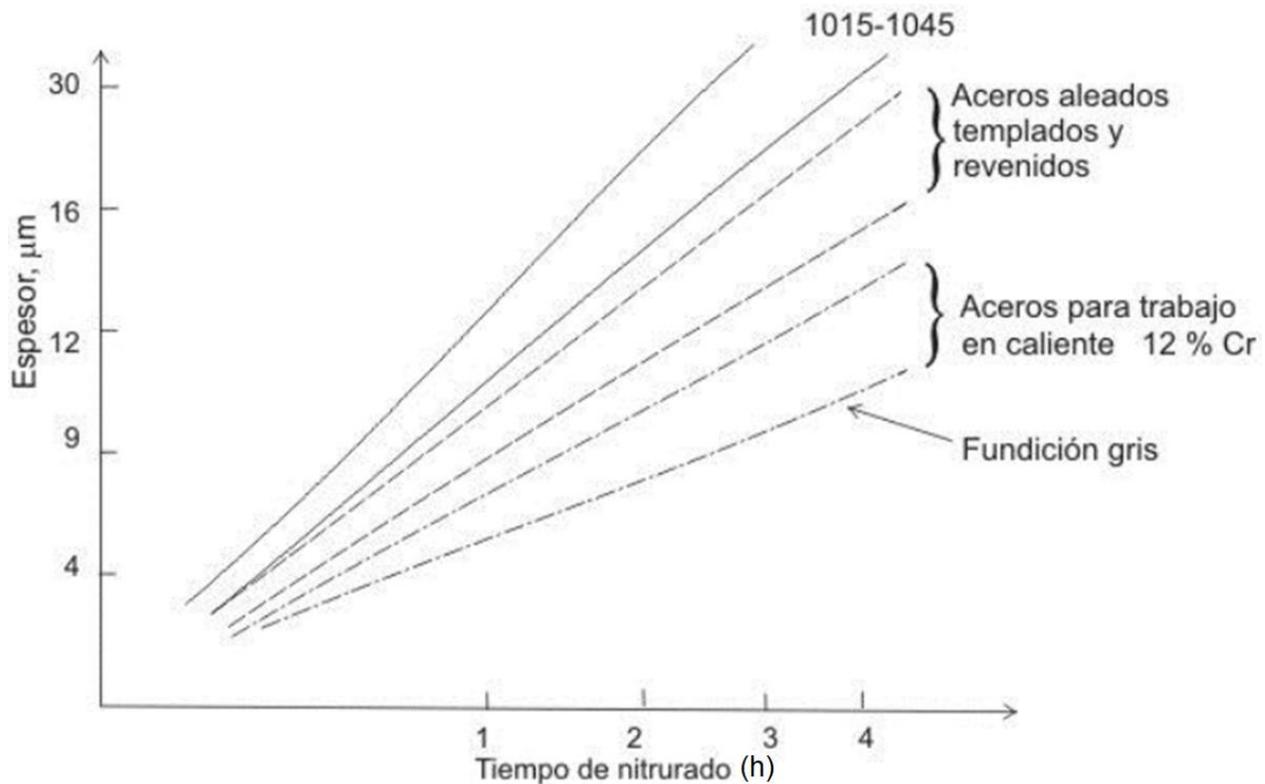


Figura 2.5. Espesor de la capa de compuestos en función del acero tratado (tiempo en horas). ^[9]

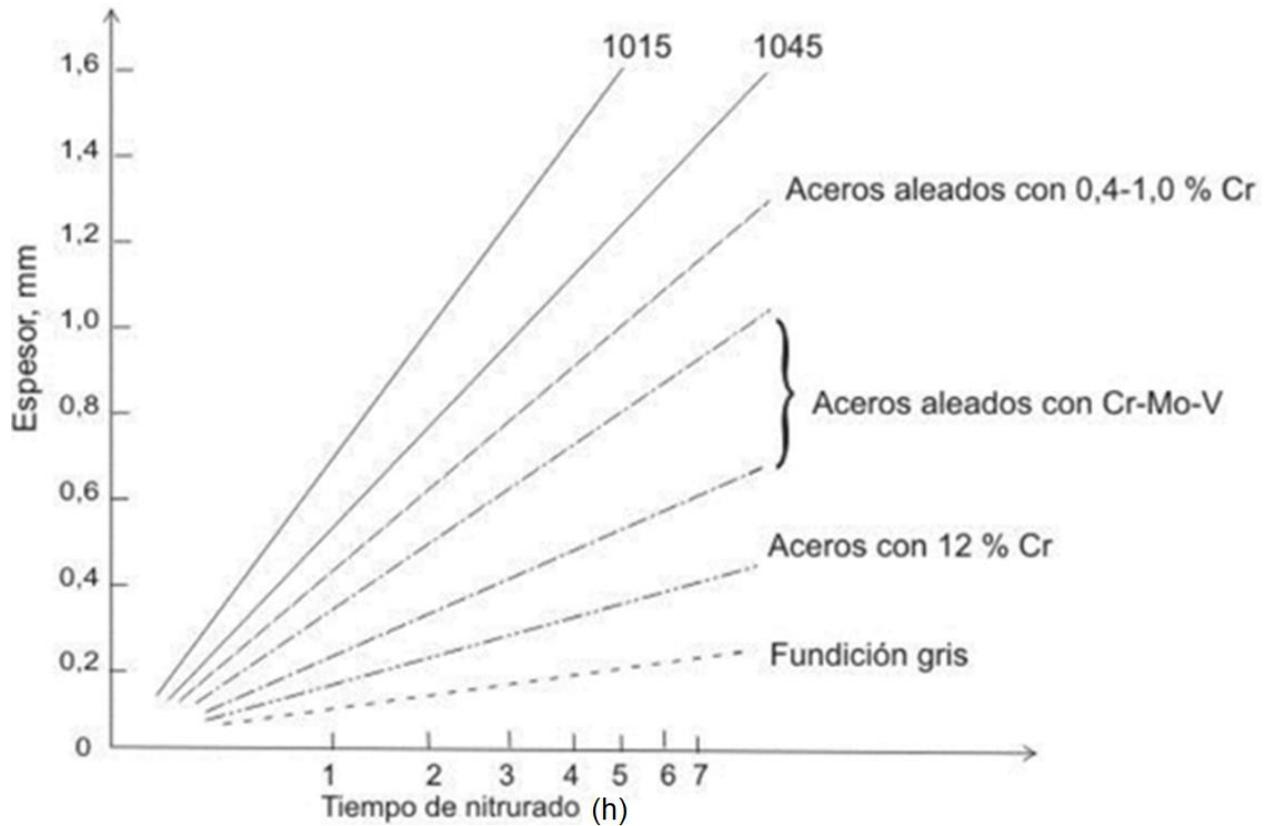


Figura 2.6. Espesor de la zona de difusión en función del acero tratado (tiempo en horas). [9]

2.5 Borurado

Es un proceso de endurecimiento superficial, gracias al proceso de difusión del boro en la capa superficial de una pieza en un tratamiento termoquímico. Elevando la temperatura de la pieza a una temperatura determinada para favorecer la difusión, partículas de Boro (B) penetran el material receptor para formar boruros con los átomos del sustrato. El metal base más utilizado en este tipo de tratamiento es el hierro obteniéndose boruros de hierro. Ya sea que se obtenga una capa monofásica de boruro de di-hierro (Fe_2B) o una capa bifásica que presenta en el exterior, además del Fe_2B , monoboruro de hierro (FeB). La formación de una capa simple o doble está en función de la disponibilidad de Boro durante el tratamiento. La capa presenta una característica forma dentada o columnar, en la imagen 2.7 se distingue claramente la capa borada de un acero AISI-SAE 1018 y 4140 que presentan el borurado. En general, no es deseable la formación de una capa bifásicas, ya que es común la formación de grietas en la interfase FeB/Fe_2B , fragilizando la capa al ser sometida a esfuerzos mecánicos, impactos o choques térmicos. [11][12]



Figura 2.7. Acero SAE 4140 y 1018 capa borada, respectivamente, observado a 100x.

En el diagrama de fases binario de la aleación hierro-boro, figura 2.8, se pueden distinguir las dos fases, Fe_2B con 8.83% y FeB con 16.23% del peso en B, además del eutéctico con 3.8% del peso en boro. [11]

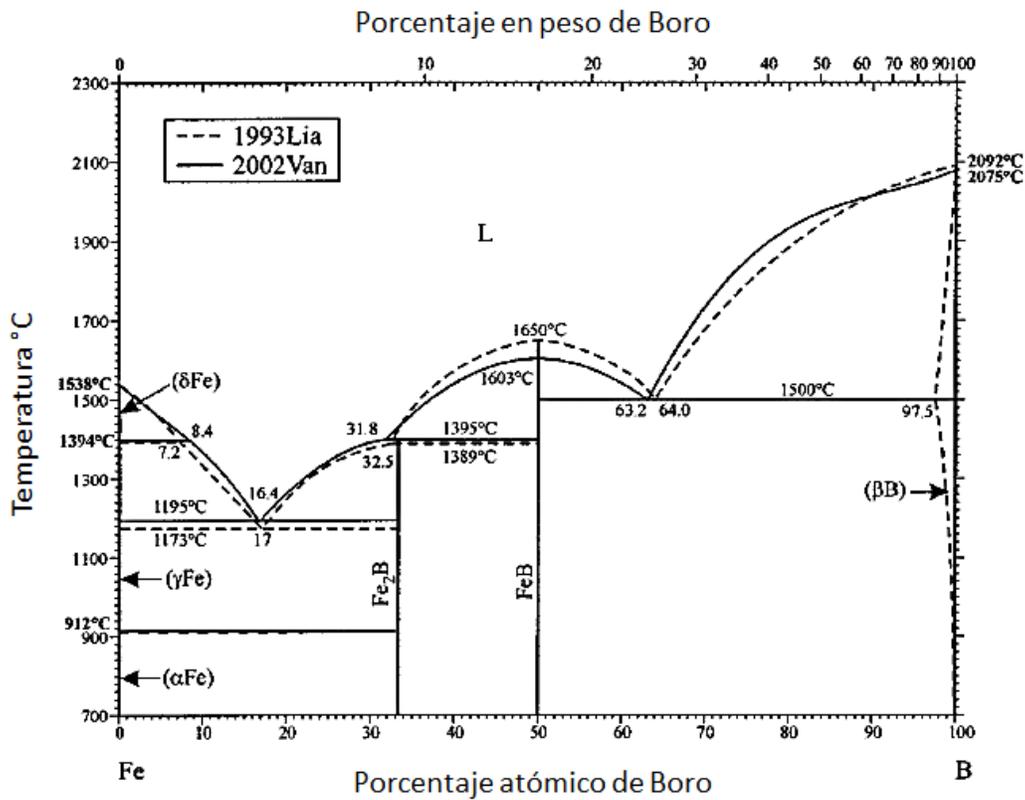


Figura 2.8. Diagrama de fases Fe-B. [11]

El compuesto de boro utilizado para el proceso termoquímico se puede encontrar en cualquiera de sus tres fases físicas, gas, líquido y sólido, tabla 2.14.

Tabla 2.14. Compuestos de boro utilizadas para el tratamiento. ^[11]

Fase de los compuestos del borurado	Descripción
Compuestos de boro gaseoso	Es necesario equipo muy complejo, aunque el proceso en sí es ingenioso y simple. Sin embargo, la extrema toxicidad del compuesto principal, diborano (B_2H_6), lo hacen difícil de manejar, su nivel más bajo de toxicidad para su manejo es de 0.10ppm, por su extrema peligrosidad. Además, es muy costoso aun estando diluido con hidrógeno.
Compuestos líquidos	Pueden ser empleados en solución electrolítica y en procesos de inmersión. Aunque existen diversas complicaciones técnicas con el procedimiento, más la formación de una superficie borada bifásica en donde coexisten el Fe_2B y el FeB como principal componente, que como ya se mencionó no es útil en aplicaciones industriales, lo han convertido en un procedimiento poco empleado.
Compuestos sólidos	Son principalmente usados en el borurado. Los equipos empleados son muy simples, sólo se requiere de una caja para procesos termo-químicos de endurecimiento; los compuestos empleados pueden ser boro amorfo, ferroboro o carburo de boro. Por la relación costo-beneficio y por la calidad invariable en el mercado, el carburo de boro es el más empleado. La temperatura del tratamiento para compuestos sólidos es de alrededor de $800^{\circ}C = 1073K$ y en tiempos cortos de tratamiento (2 a 3 horas) se logran espesores de hasta 40 micras, aproximadamente, de una sola fase de FeB . Existen formulaciones especiales para alcanzar espesores de capa mayores de la fase Fe_2B .

2.5.1 Selección de aceros para borurado

La mayoría de aceros de construcción, endurecidos, templados, herramienta, aceros forjados, así como aceros fundidos, y metales sinterizados. En la tabla 2.15 se enlistan una serie de aceros que han sido borurados satisfactoriamente y sus aplicaciones. Otro beneficio del borurado es que para piezas que únicamente requieren de una superficie suficientemente dura, aceros de baja aleación pueden ser tratados, en lugar de emplear aceros de alta aleación y de un costo muy alto, junto con la facilidad de trabajo con los primeros. Aceros que contienen Al no deben ser borurados, como los aceros destinados a la nitruración, aceros con 1.00% en peso de Si son inapropiados para que se generen espesores de capa adecuados en una pieza. Estos metales serán desplazados por el boro, que difunde durante el tratamiento, estableciéndose por debajo de la fase formada por el boruro, produciendo ferrita en esa posición; resultado de esto la capa borada quedará anclada a una zona que es aún más suave que el sustrato original; aplicaciones con cargas superficiales muy altas darán como resultado que la capa borada se deforme y debido a su fragilidad terminará destruida. Otros metales apropiados para el borurado son, por ejemplo, el cobalto, el níquel y cualquier metal duro que contenga estos metales en su sustrato.

Esto cuando su contenido de cobalto sea $\geq 6\%$ en volumen. Gracias a que el cobre no es borurable puede ser empleado como enmascarados en la práctica de tratamientos selectivos, cuando sólo se desea tratar una zona determinada de la pieza. ^[11]

Tabla 2.15. Ejemplos de materiales borurados y aplicaciones. ^[11]

AISI	Material		Aplicación
	BSI	DIN	
C 1020	-	1.0401	Cojinetes, codos, tubos, placas deflectoras, placas base, engrane helicoidal para bombas de aceite, eje de bombas.
C 1043	-	1.0503 1.0530	Pasadores, anillos guía, discos rectificadores, injertos de fundición en pernos, boquillas de chorro.
C 1138	-	1.0727	Manguitos de protección de ejes, mandriles.
C 1042	-	1.1191	Boquillas para quemadores de aceite, rodillos, pernos.
D 3	BD 3	1.2080	Herramientas de prensas, punzones, troquel.
L 2	-	1.2210	Punzones de dibujo.
H 11	BH 11	1.2343	Émbolos, cilindros de inyección, orificios de inyección, lingoteras.
H 13	BH 13	1.2344	
H 10	BH 10 BH 10A	1.2365	Matrices de forjado.
D 6	-	1.2436	Rodillos de enderezado.
S 1	BS 1	1.2550	Matrices, anillos de enderezado, punzones, punzones de dibujo.
D2	-	1.2601	Herramientas de dibujo, rodillos para rolado en frío.
L 6	Nr 5 (Bs 224)	1.2714	Pernos, insertos de fundición, forja de caída, revestimientos.
O 2	BO 2	1.2842	Moldes de doblado, moldes, rodillos de grabado, matrices de estirado, herramientas de prensa, punzones de perforación.
E 52 100	-	1.3505	Balines y rodillos para rodamiento.
410	410 S 21 (En 56 A)	1.4006	Componentes de válvulas. Componentes de plantas químicas.
420	420 S 45 (En 56 B)	1.4034	
302	302 S 25 (En 58 A)	1.4300	Tornillos.
316	316 S 16 (En 58 J)	1.4401 1.4410	Láminas perforadas, tapones de válvula.
316 Ti	-	1.4571	Partes para la industria química.
4317	-	1.6587	Engranajes cónicos.
4140	(En 19 C)	1.7225	Dados de prensa troqueladora, tornillos de extrusión, barriles de extrusión, válvulas de retención. Placas base de boquillas.
4150	708 A 42	1.7228	
708 A 42	(CDS - 15)		
Hierro fundido	-	Grauguß	Partes para maquinas textiles, mangas, moldes.

2.5.2 Condiciones del borurado

Las condiciones generales del tratamiento se describen en la tabla 2.16. El borurado ha demostrado una importante contribución en la reducción de costos de producción, así como en mantenimientos ya sea preventivos o correctivos. Desde aplicación en la industria alimentaria, industria química, por su capacidad contra desgaste químico y abrasivo, como en aplicaciones con desgaste adhesivo como en los engranes de una transmisión o en dados de forja. Aún con sus ventajas es importante conocer las limitantes de este tratamiento que principalmente es su fragilidad en bordes pronunciados o la dificultad de adhesión en geometrías muy complejas.

Tabla 2.16. Condiciones del tratamiento de borurado. ^[11]

Condiciones del tratamiento	Descripción
Tiempo y temperatura.	<p>Cuando el material es adecuado para el borurado la temperatura de tratamiento es de 800 - 1050°C (1073 - 1323K), en el caso de hierro fundido gris la temperatura de tratamiento no debe exceder de 850 - 880°C (1123 - 1153K), aproximadamente, debido a que el fosforo eutéctico presente funde a 950°C (1223K), abriendo la posibilidad de obtener una superficie deformada en la pieza. La máxima temperatura aceptada para metales de alta dureza es de 900°C (1173K), a temperaturas más elevadas se presentaría, además del sustrato metálico borurado Co, Ni y Fe; se produciría una conversión de los carburos de W, posiblemente Ti-Ta o Ta para formar los respectivos boruros. El tiempo de tratamiento puede ir desde los 15 minutos para piezas pequeñas, en hornos rotativos, hasta 30 horas para piezas sometidas a trabajos pesados. Los tratamientos normales rondan de 1 a 8 horas. Es importante mencionar que la combinación de alta temperatura junto con tiempos menores de tratamiento no es recomendable, es preferible la combinación de tratamientos a menor temperatura y largos tiempos de tratamiento.</p>
Tratamientos térmicos posteriores.	<p>Debido a que el coeficiente de expansión térmica de la zona borada es $14 \times 10^{-6} \frac{1}{\text{grados}}$, esta se contrae rápidamente en la zona de Fe α de los productos comerciales de hierro y acero, es por lo que la forma de mejorar las propiedades del núcleo es bajando la temperatura en un baño térmico, ya sea en aceite o al aire después del tratamiento, seguido de un templado. Normalmente el templado no llevará a grietas en capas boradas de hasta 150µm, cuando el tratamiento se lleva a cabo adecuadamente. Sin embargo, es imperativa la austenización y el templado en un ambiente neutro, con una atmosfera protectora, en un baño de sales neutro o incluso al vacío. Tanto el borurado como el austenizado se pueden realizar simultáneamente, con la premisa de que los tamaños de las piezas requieran tiempos de tratamiento similares.</p>
Espesor de capa borada.	<p>El espesor de la capa borada va a depender, como todo en ingeniería, de la aplicación directa. Esto es, capas de espesor considerable para aplicaciones de mucha fricción y desgaste, cómo en la extrusión de termoplásticos y materiales termoendurecibles, con componentes altamente abrasivos como fibras de vidrio o asbesto, harina de madera o pigmentos como el dióxido de titanio. Se usan capas delgadas para desgaste adhesivo, teóricamente, un espesor de capa de 5µm ya es suficiente para soportar desgaste adhesivo. Sin embargo, por la naturaleza de cristalización de Fe₂B, es imposible producir capas tan delgadas en aceros de baja aleación o sin aleantes. Por ejemplo, para herramientas se ha determinado que en la relación costo-beneficio, en aceros de alta aleación, capas de 15 a 20µm dan los mejores resultados. La elección del material base depende de la aplicación directa de la pieza final, considerando que en aceros entre mayor sea el contenido de aleación en el sustrato de la pieza, le costará mucho más al boro difundir en el material.</p>

Capítulo III. Pruebas de caracterización

Con el fin de conocer las prestaciones mecánicas y composición que brinda un acero, es necesario hacer pruebas con el fin de generar un estándar del acero, aleación y tipo de tratamiento al que fueron sometidos. Para esto, existe una serie de pruebas o ensayos que se pueden dividir, en primera instancia, en ensayos destructivos y no destructivos.

3.1 Ensayos no destructivos

Tienen la ventaja de determinar las características del material sin alterar permanentemente las propiedades físicas, químicas, mecánicas o dimensionales de la pieza, o implican un daño imperceptible o nulo en el material. Sin embargo, no brindan tanta información como los ensayos destructivos, lo que implica una reducción en el costo de la caracterización.

En el presente proyecto no se realizó ninguno de estos ensayos, pero se mencionan algunos con fines ilustrativos, dentro de los ensayos no destructivos tenemos: el ensayo por ultrasonido, por líquidos penetrantes, análisis por partículas magnéticas, entre otros.

Ensayo por ultrasonido: Este ensayo detecta defectos macroscópicos que no sobresalen a la vista en el interior del acero o material ensayado, puesto que éstos ponen en riesgo la integridad del material. El principio de funcionamiento es la incidencia, refracción y reflexión de las ondas ultrasónicas, si existen variaciones en la resistencia a la onda se determina la existencia de un defecto dentro del material, figura 3.1. ^[13]

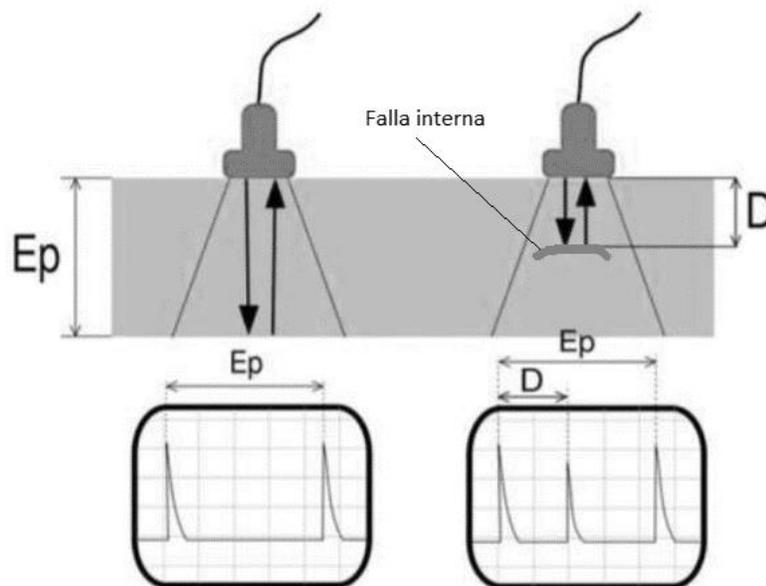


Figura 3.1. Principio de funcionamiento del ensayo por ultrasonido. ^[17]

Ensayo por líquidos penetrantes: Este ensayo está destinado a la detección de fisuras o discontinuidades abiertas a la superficie de la materia, figura 3.2, el proceso se describe a continuación:

1. Se garantiza que la muestra este limpia, libre de humedad, grasa o cualquier sustancia contaminante.
2. Se pulveriza con aerosoles un líquido con una baja tensión superficial, lo que le brinda una gran capacidad de penetración en los posibles defectos, se deja secar de 15 a 20 minutos.
3. Se elimina el exceso de líquido, con un papel impregnado con eliminador y se frota la zona evaluada.
4. Se aplica un líquido que hace reaccionar y absorbe al líquido penetrante, dejando una mancha en la zona donde existen defectos.

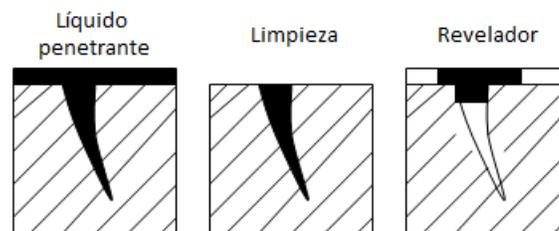


Figura 3.2. Secuencia del ensayo con líquido penetrante. ^[17]

Partículas magnéticas: Este ensayo se basa en la capacidad de magnetizar materiales ferromagnéticos. La aplicación de partículas magnéticas (polvo fino de limadura de hierro), se realiza en los sitios en dónde se encuentra algún defecto, donde existirán discontinuidades en el campo magnético generado, resultando en la agrupación o alineación de las partículas magnéticas en ciertos puntos. Para magnetizar la pieza se puede utilizar un banco estacionario, un yugo electromagnético, electrodos, equipos portátiles con bobinas flexibles, etc. Según el tipo de inspección se usa CD, CA, semi-rectificada, etc. ^[13] Es un método sencillo y portable, aunque se requiere de la profunda limpieza de la pieza y el flujo magnético debe ser normal al plano del defecto, figura 3.3.

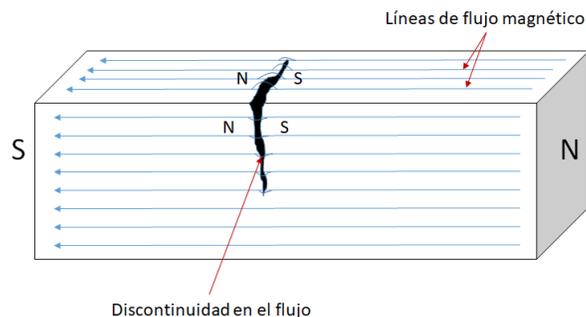


Figura 3.3. Ensayo con partículas magnéticas.

3.2 Ensayos destructivos

Son ensayos en las que se produce una alteración permanente en las propiedades del material, ya sea física, mecánica, dimensional o química. Brindan mayor información de forma exacta sobre las propiedades mecánicas del material ensayado, pero implica el muestreo y posterior destrucción de las muestras. Por la necesidad de generar información viable es requerido la cantidad suficiente de muestras, para garantizar un patrón dentro de un lote de material. Esta información está detallada en normas internacionales, para el ensayo de materiales. En primer lugar, se detallan los ensayos empleados en el proyecto (metalografía, ensayo de tracción, dureza y microdureza) y se mencionan otros ensayos existentes.

Metalografía o análisis al microscopio: Destinado a estudiar la estructura cristalina de la muestra metálica, su distribución y la composición del material metálico, determinando a través de este análisis ciertas propiedades mecánicas que presenta el material. Las características observables y determinadas en un estudio metalográfico son el tamaño de grano, formación, fases, defectos, etc.; estos tienen una influencia directa en el comportamiento de un metal en servicio. Las propiedades inferidas son la resistencia, dureza, límite elástico, tenacidad, resiliencia, entre otras. Para la observación de estas características se utiliza un microscopio metalográfico, que en el presente estudio tiene la capacidad de hasta 1000x.

El procedimiento para hacer un análisis metalográfico se describe a continuación: ^[13]

1. *Corte de muestras:* Se realiza un corte longitudinal o transversal en la probeta de estudio en función de las características que se desean observar. Con el fin de no alterar la composición de la estructura es importante hacer un corte a bajas revoluciones y sin una presión exagerada en el corte, además de usar un medio refrigerante.
2. *Desbaste:* En primer lugar, se realiza un desbaste grueso con el fin de eliminar las rayas generadas durante el corte. Posteriormente se ejecuta un desbaste fino, pero aun en la muestra quedan líneas de este proceso que imposibilitarían un buen análisis.
3. *Pulido:* Esta acción se realiza mediante una pulidora con paños especiales y agregando agentes abrasivos de alúmina con tamaños de partícula de fracciones de micras, se finaliza al alcanzar un acabado a espejo, sin que se noten las líneas de desbaste.
4. *Ataque químico* se lleva a cabo de manera controlada, que dependiendo los microconstituyentes que se quieran estudiar es el tipo de ataque, el cual generara un relieve en la superficie del material metálico, que bajo la luz del microscopio genera sombras u oscurecimiento que permite la observación y análisis de la microestructura, revelando las fases y límites de grano presentes en el material.
5. *Observación en microscopio metalográfico,* permite analizar las fases, tratamientos, recubrimientos, defectos en el material. Con ello se puede deducir el comportamiento del material.

Ensayo de tracción: Cuando un material metálico es sometido a una carga axial de tracción creciente, en primer lugar, experimenta deformaciones elásticas, seguido de deformaciones plásticas hasta llegar a la falla o fractura. Las dimensiones de las probetas para este tipo de pruebas se encuentran previamente normalizadas. [13]

Las curvas generadas por este ensayo, figura 3.4, tienen una primera parte lineal, zona elástica, la deformación es reversible. Al salir de la recta inicial, comienza la zona de fluencia, en donde el material comienza a deformarse permanentemente, este punto de inflexión es denominado límite de fluencia. Conforme la probeta se deforma, se genera lo que se conoce como cuello de botella, una reducción de la sección transversal de la probeta y concentrador de esfuerzo, por lo que la carga disminuye y el esfuerzo aparentemente también. Al final, el material falla y viene la fractura. Este ensayo se puede apoyar con el uso de galgas extensométricas, para medir la deformación sufrida durante la prueba.

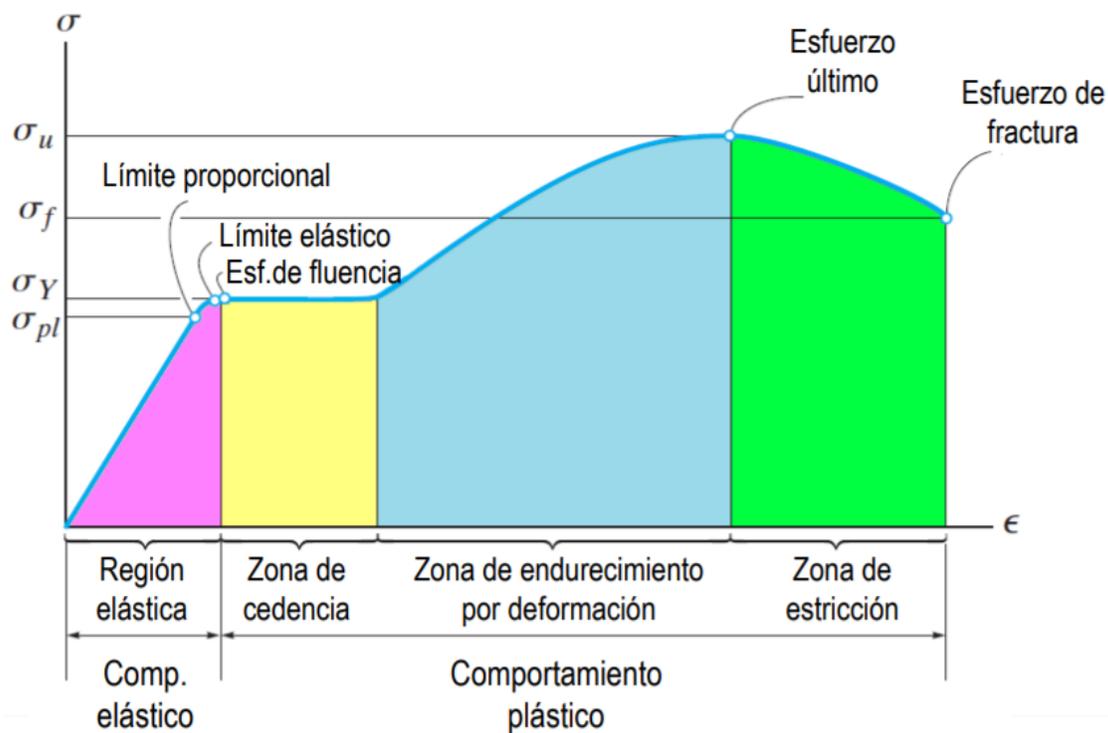


Figura 3.4. Diagrama esfuerzo-deformación para una prueba de tracción. [19]

Esta prueba entrega la relación carga-deformación, de dónde se adquiere la curva esfuerzo-deformación y en su análisis se obtienen los siguientes parámetros:

- Módulo de elasticidad o de Young (E)
- Límite elástico o resistencia a la fluencia (σ_y)
- Resistencia máxima a la tracción o esfuerzo último
- Deformación plástica
- Módulo de resiliencia (E_r)
- Tenacidad

Ensayo de dureza: La dureza es una condición del material y no representa ninguna propiedad de la materia. Ingenierilmente es la resistencia superficial que opone un material a la indentación o deformación plásticamente localizada, y está directamente relacionada con las propiedades elásticas y plásticas del material. Consiste en producir una deformación local a través de un indentador, mediante la aplicación cuasi-estática de una carga fija y en función del área o profundidad de la muesca, junto con la carga, se determina la dureza del material. Los valores obtenidos dependen del método y de las condiciones del ensayo. Un ensayo de dureza se aplica cuando se ha establecido una correlación con alguna propiedad inherente a la materia. Lo que suele evaluar este ensayo es:

- La efectividad de un tratamiento
- Resistencia al desgaste
- Maquinabilidad
- Aproximación de la resistencia a la tracción

En general, el ensayo de dureza consiste en aplicar una precarga y posteriormente una carga sobre el material evaluado a través de un indentador con formas preestablecidas, que están en función del método y de la escala usada en el mismo. Los diferentes métodos para la determinación de la dureza son la dureza Brinell, Rockwell, Vickers (figura 3.5.), etc. Existe, además, el ensayo de microdureza dentro de la escala Vickers, donde usando un microindentador, se pueden hacer ensayos de alta precisión, aplicando cargas de 1 a 1000 gramos fuerza. Esto requiere la preparación de la probeta, con metalografía o con acabado espejo, donde se puede evaluar un tratamiento superficial e incluso la dureza de las distintas fases presentes, cuando el tamaño de grano lo permite. ^[19]

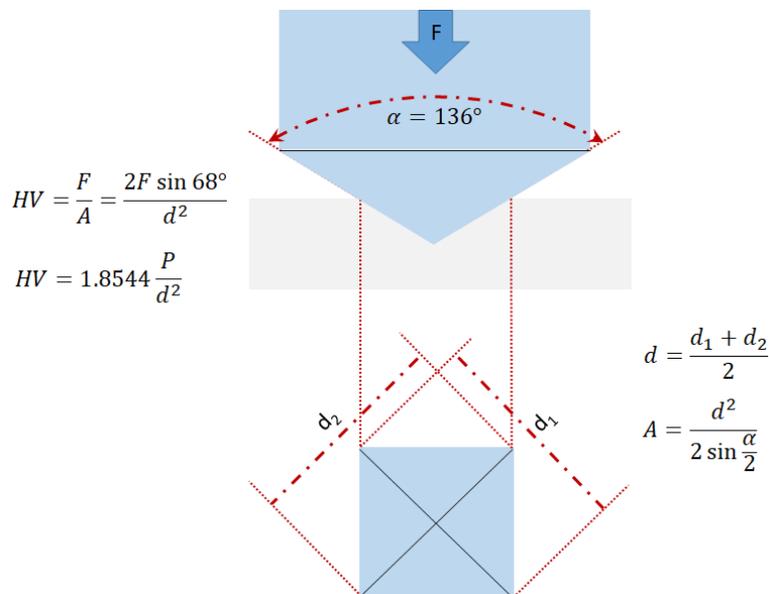


Figura 3.5. Ensayo de dureza Vickers.

Ensayo de resiliencia o impacto: En este ensayo se cuantifica la cantidad de energía que absorbe un material al deformarse elásticamente y plásticamente. En otras palabras, es la capacidad de memoria de un material para recuperarse tras una deformación. Consiste en dejar caer un péndulo que impacta con una probeta entallada (V-Notch) como concentrador de esfuerzos o iniciador de fisura en la base de la máquina. Tras golpear la probeta el péndulo sigue su camino hasta cierta altura que se cuantifica en la máquina, dependiendo de la cantidad de energía que la probeta haya absorbido en el impacto. Incluso se puede analizar la probeta y el tipo de fractura que tuvo, frágil, cuando no hay gran deformación y la probeta se parte completamente en dos, dúctil, cuando hay deformación y se forman dientes en la parte la fractura, virtualmente un acero muy dúctil podría estar completamente doblado, pero sin fractura. Está prueba es en gran medida dependiente de la temperatura, por lo que se hacen varias pruebas para localizar una temperatura de transición dúctil-frágil. ^[13] Existen dos métodos de prueba, figura 3.6.

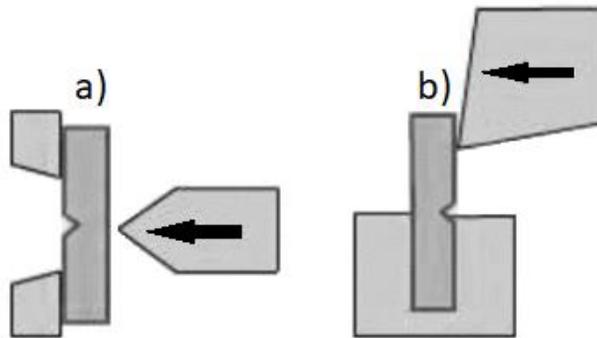


Figura 3.6. a) Ensayo Charpy, b) Ensayo Izod. ^[13]

Ensayo de flexión: En este ensayo se combinan esfuerzos de torsión y compresión, es la deformación que presenta un elemento alargado, como en vigas. Consiste en aplicar una carga en el centro de una probeta alargada, soportada por los dos extremos, figura 3.7. El resultado obtenido es el valor de máxima deformación, obtenido en el punto de aplicación de la carga. ^[13]

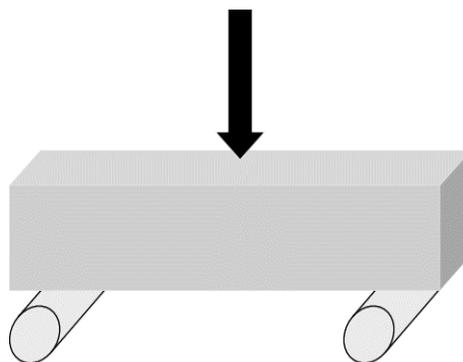


Figura 3.7. Ensayo de flexión.

Capítulo IV. Metodología

En este capítulo se describen la preparación y caracterización de las muestras de aleaciones metálicas, así como de los tratamientos termoquímicos realizados en este trabajo de investigación. Se maquinaron probetas de tracción, así como de los especímenes para realizar los tratamientos termoquímicos (Borurado, Carburizado y Nitrurado), para realizar los ensayos de tracción, dureza y microdureza, así como de las muestras requeridas para observación en el microscopio metalográfico.

4.1 Preparación de probetas y muestras para ensayos

Para el trabajo de investigación fueron requeridas probetas del acero SAE 1018, una para el ensayo de tracción estandarizada por la Norma ASTM E8 ^[20] y muestras del redondo para realizar los ensayos de dureza, estas últimas fueron desbastadas y lijadas en una de las caras con el fin de obtener una superficie pulcra para las realizar las pruebas, así como de mejorar la difusión de elementos de aleación durante los tratamientos termoquímicos.

Para maquinar las probetas de tracción se utilizó tornos localizados en el edificio del CDMIT ubicado en el anexo de la Facultad de Ingeniería de la UNAM. Donde a partir de un redondo de acero 1018, material seleccionado por ser un acero ampliamente usado en la industria, por su buena ductilidad, resistencia, una excelente maquinabilidad, además de la viabilidad a ser sometido a los procesos de carburizado y borurado ^[11], con el interés de ver su reacción durante la nitruración, para combinar una superficie dura y un núcleo dúctil. En la superficie de la probeta debe evitarse que las líneas de corte o de lijado grueso puedan ser concentradores de esfuerzos, ya que pueden afectar los resultados del ensayo. Las probetas se maquinaron de acuerdo con la norma ASTM E8 ^[20] (figura 4.1), destinada al diseño, desarrollo de aleaciones o tratamientos, control de calidad y comparación de materiales. Por indisponibilidad del acero SAE 4140, no se realizaron probetas de tracción. Además, de las pruebas a las probetas tratadas termoquímicamente se realizaron probetas para evaluar el estado normalizado del material.

Las muestras de acero para los ensayos de dureza se maquinaron a partir de un redondo de 1 pulgada de espesor de acero SAE 1018 y 1.5 pulgadas de acero SAE 4140, estos últimos obtenidos de padecería disponible en la Facultad de Ingeniería de la UNAM. Al igual que las probetas de tracción, las muestras para pruebas de dureza se tornearon y lijaron; para estas últimas simplemente se cortó el material a una longitud determinada, se desbastaron los extremos del material y finalmente se lijaron, terminando con redondos de 1 y 1.5 pulgadas de diámetro

para las muestras del acero 1018 y 4140, respectivamente, y con media pulgada de espesor. Se buscó encontrar fallas en el tratamiento y contrastar los valores promedio obtenidos de un control sin tratamiento con las muestras tratadas termoquímicamente.

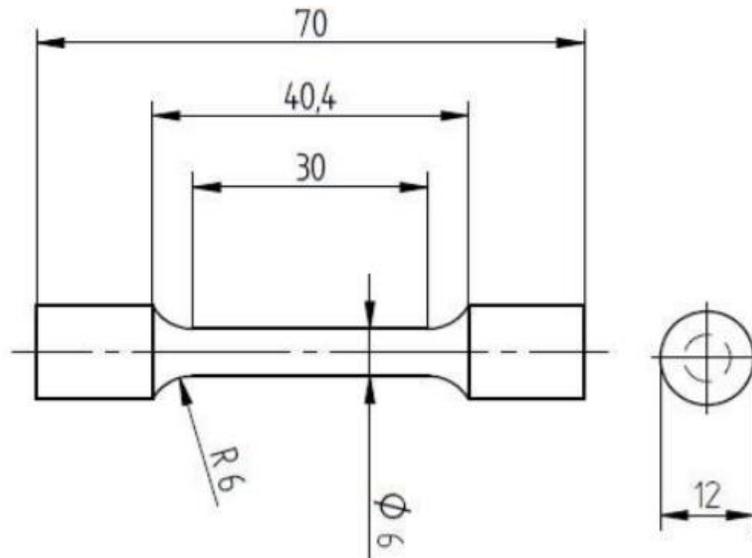


Figura 4.1. Plano de la probeta de tracción con base en la norma ASTM E8 (acotaciones en mm). [20]

Posteriormente las probetas se sometieron a normalizado, para deshacer cualquier tensión generada por el proceso de maquinado de los redondos y dejarlas listas para hacer los respectivos tratamientos bajo estudio. Los tratamientos trabajados en el proyecto son: borurado con sólidos, carburizado con sólidos y nitrurado con plasma.

4.2 Metodología para el borurado en el proyecto

El tratamiento termoquímico de borurado se llevó a cabo a 950°C durante seis horas, en las probetas que ya fueron mencionadas. El compuesto utilizado fue pasta de boro deshidratada que consiste en una mezcla de carburo de boro (B_4C), con poco más de las tres cuartas partes de peso en boro (76%) junto con los activadores; el proceso de preparación de las cajas para el tratamiento con polvos o pastas para borurado es muy sencillo, como se dispuso en la teoría, simplemente se comprime ligeramente una capa inferior que sostenga las probetas aproximadamente al centro de las cajas y se cubren con la pasta o el polvo suficiente para evitar espacios con aire en la caja del tratamiento, como se ejemplifica en la figura 4.2. Tras las seis horas de tratamiento se procede a extraer las probetas, como la pasta para borurar ha endurecido la extracción debe ser cuidadosa para no dañar el recubrimiento formado, como se ilustra en la figura 4.3.



Figura 4.2. Secuencia de preparación de la caja para borurar.



Figura 4.3. Secuencia de extracción de las muestras y probetas tras el borurado.

4.3 Metodología para el carburizado en el proyecto

Se eligió la técnica de cementantes sólidos, que como se describió en el capítulo II consiste en la cementación con materias sólidas, por la simplicidad del proceso y por los buenos resultados obtenidos. Los equipos utilizados fueron un horno de resistencias y las cajas para cementación. Dentro de las cajas se dispuso una primera capa de la mezcla de carbón mineral y carbón vegetal, 40 y 60% respectivamente. Al hacer la mezcla se trituró el carbón mineral y se mezcló con carbonato de bario en polvo como activador. Se trabajaron diferentes tiempos de cementación con el fin de alcanzar las mejores propiedades del acero. Para el acero SAE 4140, la cantidad de material para trabajar se vio limitada por lo que sólo se efectuó un tiempo de carburizado, tiempo

de tratamiento en tabla 4.1. Cabe mencionar que para el templeado de las piezas es importante considerar que la capa rica en Carbono tiene propiedades térmicas diferentes a las del núcleo inalterado del acero, por lo que se deben realizar dos temple uno para el núcleo y otro para la capa cementada ^[3], lo que involucra distintos tiempos de calentamiento para el templeado del núcleo y el de la capa cementada, temperatura de temple tabla 4.1.

Tabla 4.1. Tiempo de tratamiento en el carburizado y temperatura de templeado. ^{[3] [9]}

Acero SAE	Tiempo de tratamiento a 920°C (horas)		Temperatura de templeado (°C)	
			Núcleo	Capa cementada
1018	7	9	890	780
4140	7	-	890	825

Para la preparación de la caja de tratamiento, se vierte una capa de la mezcla de carbón mineral y vegetal para poder sostener las piezas en una posición adecuada dentro de las cajas, se cubre con la misma mezcla de carbón y se tapa la caja. Para evitar que existan fluctuaciones en la atmósfera rica en Carbono que se produce dentro de la caja esta se sella con cemento refractario, con el fin de alcanzar propiedades uniformes en la superficie del material, figura 4.4.



Figura 4.4. Caja para carburizado preparada.

La temperatura que es requerida en el horno para el tratamiento tiene que superar a la temperatura crítica superior (tabla 4.2), a modo de tener una estructura austenítica y fomentar la difusión del Carbono en el acero y dentro de una atmosfera carburante, típicamente 900 a 930°C. ^{[3] [9] [21]} Con esto, la temperatura fijada para el tratamiento fue de 920°C en todas las probetas. Tras el tiempo de tratamiento se dejaron enfriar las piezas dentro de las cajas de cementación para evitar la

descarburización superficial de las mismas. Tras el enfriamiento las probetas se prepararon para hacer su respectivo temple y revenido, con el fin de controlar el tamaño de grano y mejorar las propiedades en las piezas. Para esto, hay que evitar nuevamente una descarburización, por lo que previamente las piezas fueron sumergidas en una solución de sulfato de cobre al 2%, que tras una reacción REDOX con el Fe se genera una chapa de Cu en la superficie de las probetas, protegiéndolas de la descarburización, figura 4.5.

Tabla 4.2. Temperaturas críticas de los aceros SAE 1018 y 4140. [4][6]

Acero SAE	Ac1 °C	Ac3 °C
1018	732	849
4140	749	793



Figura 4.5. Solución de sulfato de Cu al 2% y probetas expuestas con la capa de Cu formada.

4.4 Metodología para el nitrurado en el proyecto

En este proyecto se utilizó la técnica de nitrurado iónico o de plasma, es una técnica que consiste en bombardear la superficie de la pieza con iones de Nitrógeno para incorporarlos al acero. De esta forma se difúndelos átomos de N en el acero quedando como intersticiales o formando compuestos como nitruro de hierro, proporcionando ciertas propiedades como dureza, resistencia al desgaste y a la fatiga junto con cierta protección contra la corrosión. El proceso consistió en el previo templado y revenido de las piezas, con el fin de mejorar las propiedades del núcleo, el templado se realizó a 840°C y el revenido a 540°C. Se procede al previo desengrase de la pieza y el decapado de la superficie del acero en el mismo horno para el proceso. Al introducir las piezas a nitrurar se despresurizó el interior del horno a 10 mbar y se introdujo una mezcla de N₂, H₂ Y CH₄. Al generarse una diferencia de potencial se ioniza el gas formando una descarga luminosa

alrededor de las piezas (cátodo), la diferencia de potencial utilizada fue de 700 V. De esta forma los iones positivos que son más pesados se mueven hacia las piezas más lentamente de lo que los electrones se mueven hacia el ánodo, provocando una caída de potencial justo frente al cátodo produciéndose un espacio positivo alrededor de la pieza (ánodo proyectado). Al ocurrir la ionización y excitación del gas se produce un fenómeno de luminiscencia, es la aparición de un halo brillante incandescente alrededor de las piezas cargadas catódicamente, figura 4.6. [14]



Figura 4.6. Ejemplo de nitruración por plasma. [15]

La energía requerida para llevar las piezas a la temperatura del tratamiento es provista por la energía cinética liberada por los iones que bombardean al cátodo, adquirida al ser acelerados en la zona de caída de potencial. Al impactar con el cátodo se genera una evaporación local de los átomos en la superficie, denominado chisporroteo. Al superar los 350°C el ion N^+ comienza a incorporarse a la superficie del acero y adquiere suficiente movilidad para comenzar su difusión hacia el interior del material. Ya en el acero el N se combina con el Fe y con los elementos de aleación, el Cr y el Mo para el acero SAE 4140, forman los nitruros y brindando a la superficie de mejores propiedades, el tiempo de tratamiento fue de 8 horas.

4.5 Pruebas de tracción

Las pruebas de tracción se realizaron en una máquina universal *Instron*, la velocidad de avance en la prueba se estableció en $5,00 \frac{mm}{min}$, con una humedad relativa de 50%, la temperatura al momento de las pruebas osciló entre 16 y 17°C, figura 4.7. Cabe mencionar que durante las pruebas hubo dificultades por el deterioro de las mordazas utilizadas para el tipo de probetas seleccionadas para las pruebas. Sin embargo, las pruebas se lograron completar y se obtuvieron las respectivas curvas esfuerzo-deformación.



Figura 4.7. Prueba de tracción en acero SAE 1018.

4.6 Pruebas de dureza

Las escalas utilizadas fueron Rockwell A y C, dependiendo de la dureza alcanzada en los distintos tratamientos superficiales y los controles de propiedades sin tratamiento. Cabe señalar que la dureza se ensayó únicamente en la superficie tratada del material, con el fin de diferenciar debilidades en el tratamiento. La dureza Rockwell se ensayó en un durómetro digital «*Mitutoyo*», equipo del CDMIT, ubicado en el anexo de la Facultad de Ingeniería en CU, figura 4.9. Fueron realizadas de cinco a seis indentaciones en cada muestra desde el exterior hacia el centro de los redondos con un espaciamiento de 2 a 3 mm para las muestras de acero 1018 y 4140 respectivamente, con la primera marca a dos mm del borde para así detectar debilidades en el tratamiento, figura 4.8.



Figura 4.8. Disposición de indentación para los ensayos de dureza.



Figura 4.9. Prueba en durómetro digital «Mitutoyo».

4.7 Metalografía

Con la metalografía se busca analizar la microestructura en el núcleo de las muestras del material y las características del tratamiento termoquímico al que fueron sometidos. En las muestras cilíndricas se realizó la metalografía, se cortaron transversalmente, se hicieron las distintas etapas de desbaste y pulido en la superficie interna, alcanzando el acabado espejo necesario para el ataque químico. Todas las muestras fueron atacadas con NITAL al 3%, solución de metanol (CH_3OH) y ácido nítrico (HNO_3). El tiempo de ataque fue de dos a cinco segundos. Con el objetivo de obtener el tiempo óptimo de ataque de las muestras, se realizó una prueba con dos de ellas observadas al microscopio previamente a realizar el ataque en el resto. La prueba consistió en utilizar dos tiempos de ataque en diferentes zonas de una misma muestra, una zona con tres segundos de ataque y otra de dos segundos, pretendiendo que la zona intermedia de esta fuese atacada dos veces con los dos tiempos, resultando en un tercer tiempo de ataque de cinco segundos. Esto dio como resultado un tiempo óptimo de ataque de cinco segundos, con lo que se atacaron todas las probetas. El microscopio utilizado para la observación de la microestructura de las probetas es un «*Nikon EPIPHOT 200*» (figura 4.10) de platina invertida, ubicado en el edificio del CDMIT en el anexo de la Facultad de Ingeniería de CU. Las micrografías reportadas en el estudio fueron de 100x, 200x y 500x.



Figura 4.10. Microscopio «*Nikon EPIPHOT 200*».

4.8 Microdureza

Se buscó diferenciar la dureza presente en las diferentes fases del material y del tratamiento superficial. Con la metalografía realizada se procede a obtener la microdureza del material, sobre la microestructura. Esto con el fin de comparar la dureza obtenida macroscópicamente y la dureza de las distintas fases, así como interacción de ambas. La microdureza del estudio se ensayó en un microdurómetro «*Leitz wetzlar*» (figura 4.11), ubicado en el edificio del CDMIT en el anexo de la Facultad de Ingeniería de CU.



Figura 4.11. Microdurómetro «*LEITZ WETZLAR*».

Capítulo V. Resultados y análisis de resultados

5.1 Acero SAE 1018

5.1.1 Caracterización de aceros borurados

En el proceso del Borurado para todas las muestras de acero SAE 1018 fueron expuestas en una pasta deshidratada de boro durante 6h a 950°C. En la micrografía mostrada en las figuras 5.1(a) y 5.2 (a) se distingue la forma dentada de los boruros de hierro presentes en la muestra, así como las líneas trazadas para el cálculo del espesor. La fase formada sobre el sustrato metálico es boruro de di-hierro (Fe_2B), sin presencia del boruro de hierro (FeB), que se forma con tiempos de tratamiento prolongados, superior a nueve horas de tratamiento. La formación de la bi-fase de boruros ocurre en el momento en el que se agota el Boro naciente en la caja de tratamiento. El espesor de capa de boruro presenta como mínimo de 39 μ m y hasta 147.6 μ m, donde el espesor de capa promedio fue de 107.87 μ m. En las figuras 5.1(b) y 5.2 (b) se distingue una zona oscura enriquecida en Carbono, ocasionada por difusión inversa del mismo. El mecanismo que impide la difusión del Boro a través del sustrato del material es el Carbono, motivo por el que se genera la difusión inversa de este último al ser forzado por la difusión del primero.

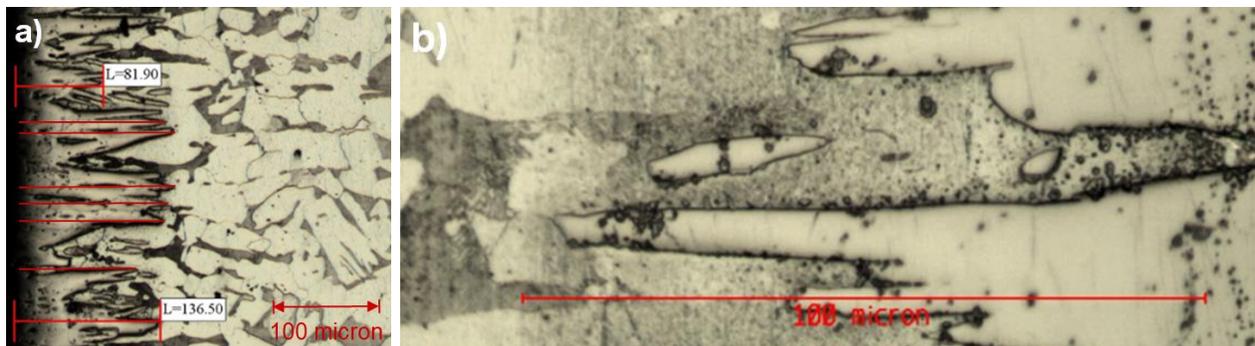


Figura 5.1. Característica forma dentada de la capa borurada del acero SAE 1018 a 100x (a) y 500x (b)

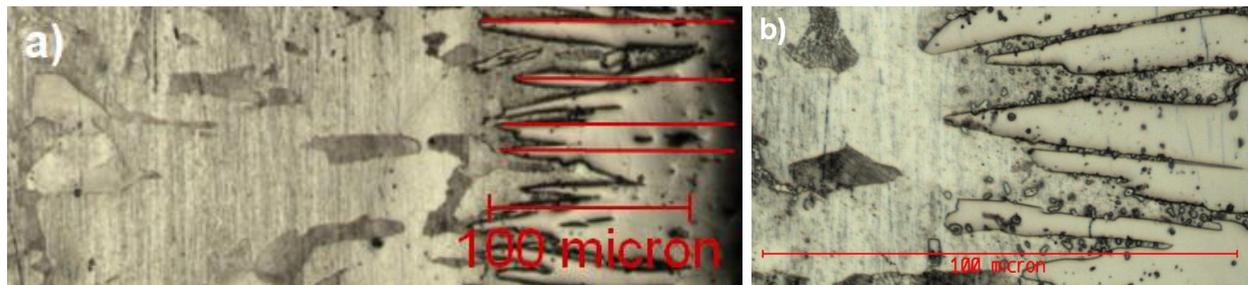


Figura 5.2. Característica forma dentada de la capa borurada del acero SAE 1018 a 100x (a) y 500x (b).

En la figura 5.3 se observan los granos de perlita inmersos en granos de ferrita que presenta un tamaño de grano promedio de $54.45\mu\text{m}$, con base en la norma ASTM E112 y el procedimiento de intercepción lineal de Heyn para el cálculo del tamaño de grano [22], se promedia un tamaño $G=5.45$. El tamaño de grano no le brinda grandes capacidades y soporte a la superficie borurada, lo que podría llevar a la falla o fractura de la superficie, esto debido a que la capa borurada es extremadamente delgada y frágil, sí el acero que lo soporta es susceptible a deformaciones muy grandes llevaría a la fractura y desprendimiento de la capa endurecida. Sin embargo, la profundidad de capa generada es suficiente para soportar desgaste abrasivo y reducir el desgaste en distintos sistemas.

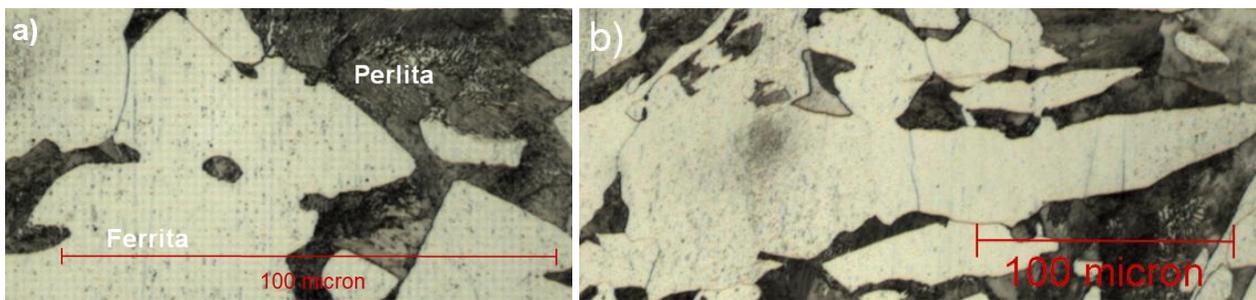


Figura 5.3 Microestructura en el núcleo de acero SAE 1018 Borurado a) 500x, b) 200x.

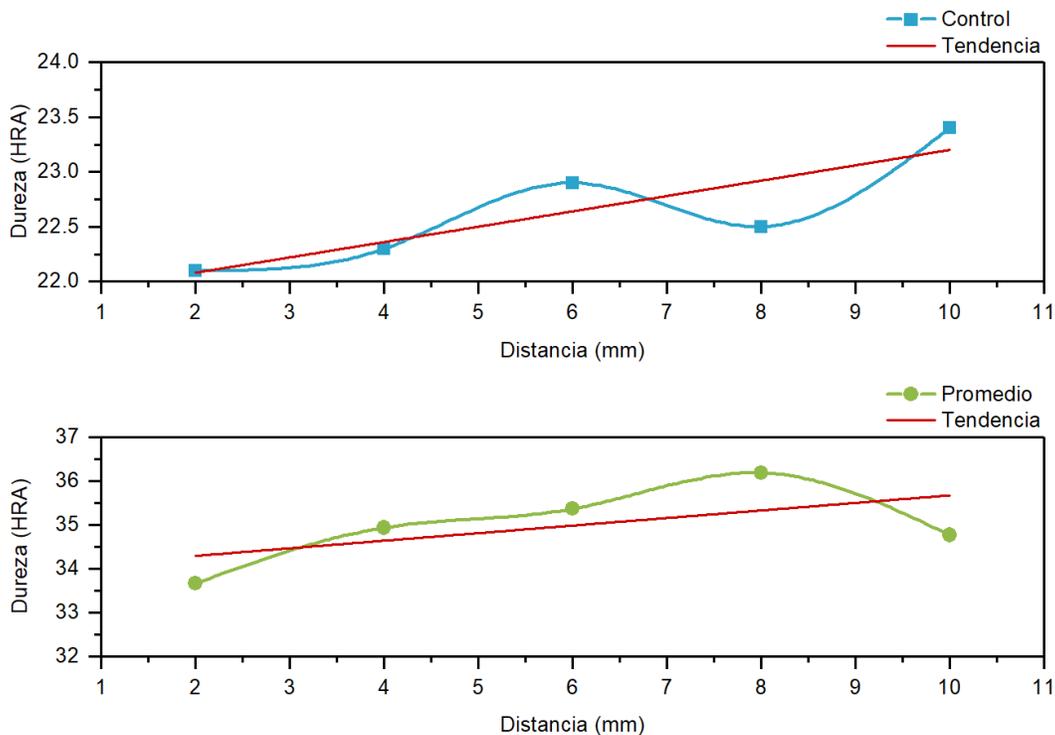


Figura 5.4. Relación de dureza promediada de las muestras de acero SAE 1018 Borurado y control sin tratamiento.

Tabla 5.1. Descripción de muestras y probetas ensayadas en el borurado del acero SAE 1018.

Muestra	Descripción
Control	Aceros SAE 1018 sin tratamiento
Promedio	Aceros SAE 1018 borurados

En la figura 5.4 se muestra la dureza superficial que presentaron las probetas, de acuerdo a la descripción mostrada en la tabla 5.1, no tiene gran variación a lo largo del radio del redondo, lo que supone un tratamiento homogéneo para las distintas probetas, rondando de 32 a 37HRa y un promedio de 34.98HRa, que resulta en un incremento de 54.52% con relación a la dureza promediada en el control sin tratamiento. Por otro lado, se puede observar que la tendencia con una pendiente positiva en las muestras boruradas, revela la dificultad del Boro a difundir en geometrías con ángulos rectos o inferiores, por la dirección preferente de difusión [001].

En las pruebas de tracción, conforme se aplicaba la carga en las probetas, el tratamiento aparentemente no resultó ser muy efectivo ya que sufrió agrietamientos, lo que puede ser un factor importante en la disminución de la carga soportada por el material, ya que se generan concentradores de esfuerzos, figura 5.5. El tipo de fractura que presentaron las probetas es dúctil, ya que no llevaron un tratamiento térmico posterior por la susceptibilidad de la capa de boruros al choque térmico por la necesidad de un tratamiento sumamente controlado, lo que llevó al crecimiento de grano en el núcleo del material generando una deformación plástica considerable durante la prueba. La superficie borurada resultó no ser muy efectiva para las cargas de tracción, esto debido a que la extrema dureza de la capa conlleva fragilidad, ya que el borurado tiende a tener menor desempeño en aplicaciones con esfuerzos cíclicos que otros tratamientos como el carburizado. ^[23]



Figura 5.5. Agrietamiento presente durante pruebas de tracción boruradas.

Los diagramas esfuerzo-deformación obtenidos durante las pruebas muestran cierta reducción de la carga a tracción de las probetas endurecidas por borurado en contraste con las probetas de control, tabla 5.2. El acero 1018 con tratamiento de borurado presenta una reducción en la resistencia a tracción, como se observa en la figura 5.6 conforme a la descripción de la tabla 5.1.

Tabla 5.2. Valores característicos promedio de la prueba de tracción del acero SAE 1018 borurado y control sin tratamiento.

Probetas	ϵ (mm/mm)	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	E (MPa)
Control	3.920	592.9	12660
Promedio borurado	11.66	392.93	22686.67

Esto se debe a que a los 950°C del tratamiento se genera un importante crecimiento de grano en el material, es por esto que se determina que un tratamiento isotérmico en baño de sales mejoraría el desempeño de la capa de boruros ya que el sustrato tendría mejor capacidad para soportar las cargas aplicadas en la superficie.

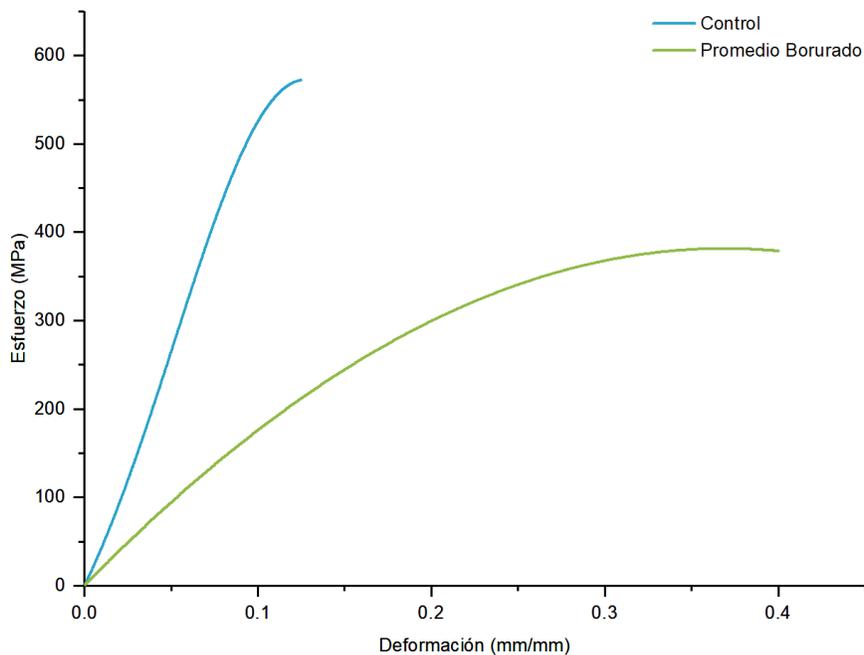


Figura 5.6. Diagramas esfuerzo-deformación acero SAE 1018 y control sin tratamiento.

Finalmente se realizó la prueba de microdureza, donde se aprecia el alcance que puede tener el borurado en un acero 1018, con el adecuado control del proceso y post-proceso. Se realizaron mediciones en la capa de boruros formada, así como en las distintas fases que componen el acero. En la figura 5.7 (diagrama de microdurezas), conforme a la descripción de la tabla 5.1, es apreciable una importante diferencia entre la dureza presente en el núcleo sin efecto del tratamiento termoquímico (perlita y ferrita), que presentaron un promedio de 194.17 y 130.4HV_{0.1} respectivamente de los cuales su equivalente es 142.84HV_{0.1} por los porcentajes presentes de cada fase, con la superficie tratada del material (Fe₂B) que presentó un promedio de 1001.83HV_{0.3}, un incremento del 601.37%, esto es una ratio de 7.01 entre la capa borurada y el sustrato. Lo que

se ve reflejado en la dureza que se midió en la superficie de las probetas, que está muy reducida en comparación con el carburizado y contrasta enormemente con la microdureza obtenida en la superficie borurada. Estas características se presentaron en el material por la falta de un templado, ya que regularmente los aceros borurados suelen ser auto templables por el riesgo al agrietamiento de la superficie tratada [23], sin embargo, con un control adecuado del postratamiento, se podrían alcanzar prestaciones mucho mayores en el acero SAE 1018.

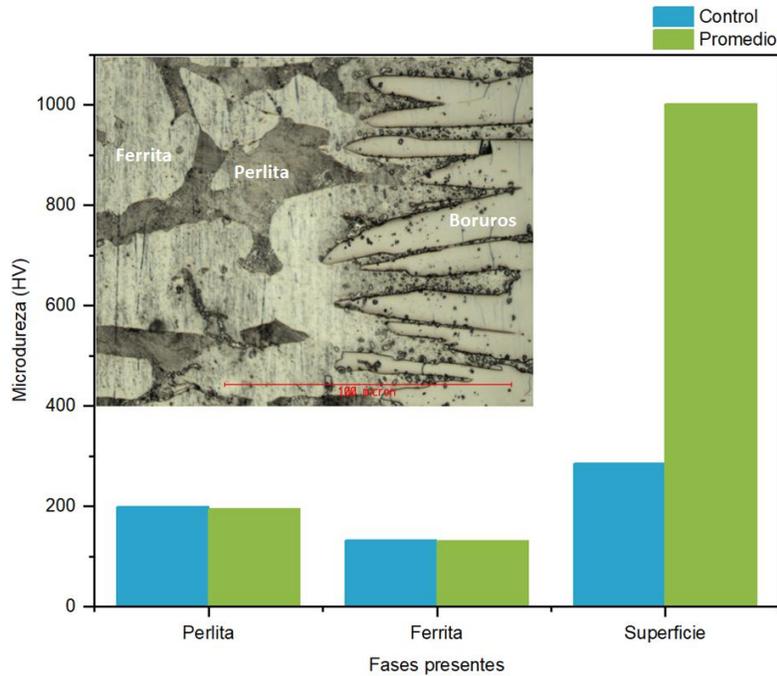


Figura 5.7. Microdureza promedio en el acero SAE 1018 Borurado y control sin tratamiento.

5.1.2 Caracterización de aceros carburizados

En el acero SAE 1018, los tiempos establecidos para este tratamiento de carburizado fueron de 7 y 9h a 920°C, con un templado y revenido posterior. En el primer caso, la capa cementada de la muestra registra un espesor de capa promedio de 439µm, ver figura 5.8. El tamaño de grano promedio en la capa cementada es de alrededor 26.7µm, G=7.5. Para el núcleo del material el tamaño de grano ronda un promedio de 27.67 µm, G=7.4. En la micrografía de la figura 5.8 se observa la formación de cementita y perlita en toda la superficie cementada. Justo en el extremo de la muestra del acero tratado hay una mayor concentración de Carbono resultando en la microestructura de granos de cementita rodeados por perlita, hacia el interior del material (aún sobre la capa cementada) hay mayor formación de perlita, hasta llegar a una microestructura perlítica en la zona de difusión, finalmente se observa la formación de perlita en una matriz ferrítica en el núcleo del material, figuras 5.9 y 5.10.

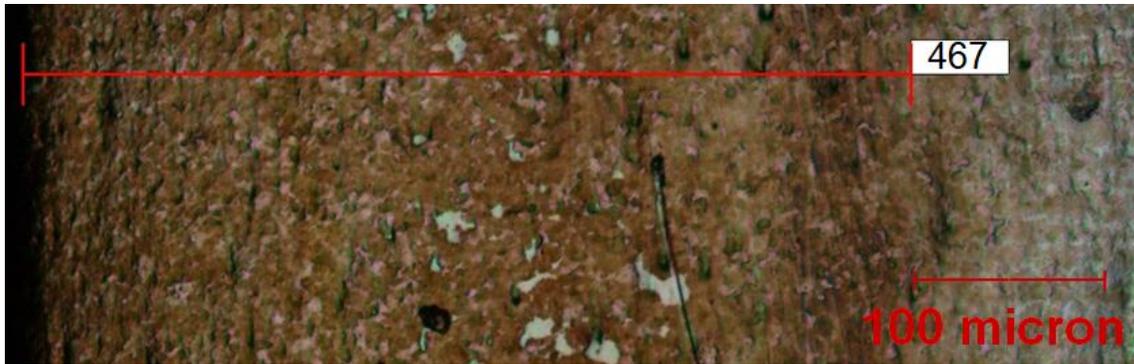


Figura 5.8. Capa carburizada del acero SAE 1018 por 7h a 50x, acotaciones en micrómetros.

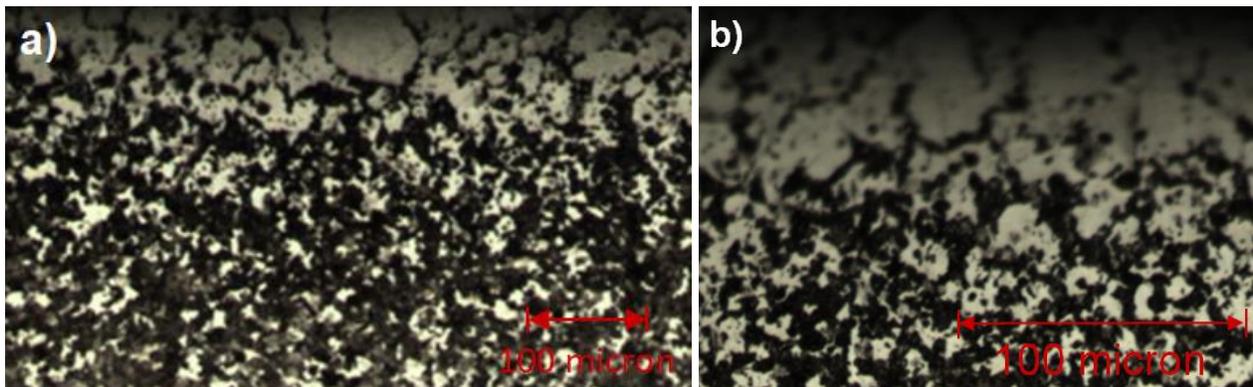


Figura 5.9. Microestructura en el borde carburizado del acero SAE 1018 por 7h a 100x (a) y 200x (b).

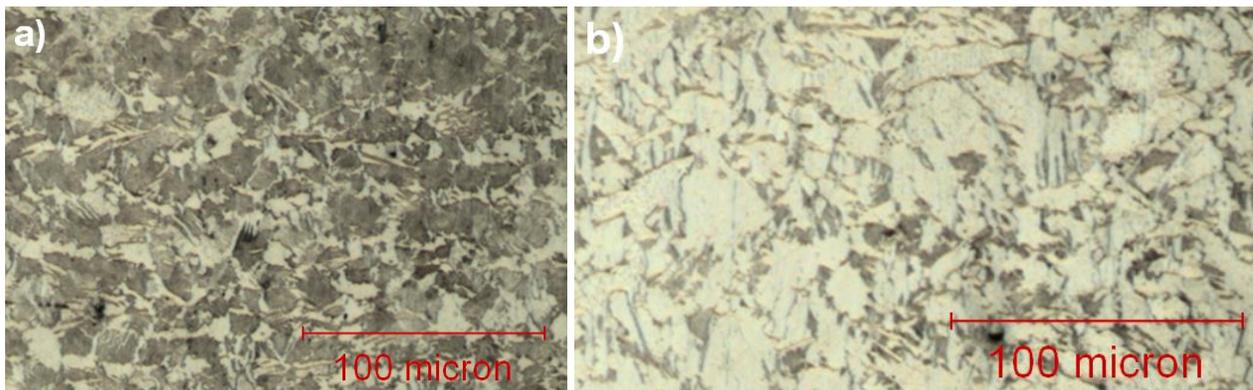


Figura 5.10. Fases presentes en la interfase (a) y núcleo (b) del acero SAE 1018 carburizado por 7h a 200x.

Tabla 5.3. Descripción de muestras y probetas ensayadas en el carburizado del acero SAE 1018.

Muestra	Descripción
Control	Aceros SAE 1018 sin tratamiento
Carburizado	Aceros SAE 1018 carburizados por 7 horas

La dureza superficial, ver figura 5.11 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.3, que se midió en las probetas de acero SAE 1018 carburizado por 7h, presenta una disminución muy pequeña de la dureza conforme se acerca al centro del redondo, sin embargo, no es significativo.

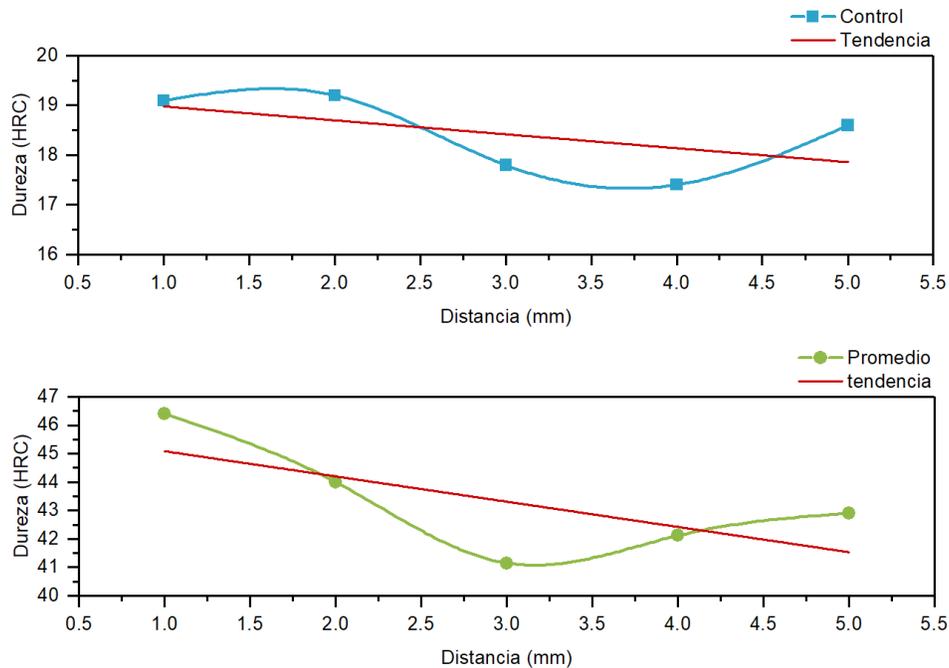


Figura 5.11. Relación de dureza promediada sobre el radio de las muestras de acero SAE 1018 carburizado por 7h y control sin tratamiento.

En general, los resultados obtenidos del ensayo suponen un tratamiento homogéneo para las distintas probetas, con valores desde 38.9 hasta 56.5HRc, un promedio de 43.31HRc, lo que supone un incremento de 135.14% en relación a la dureza promediada en el control sin tratamiento.

En las pruebas a tracción del acero 1018 carburizado por 7h, el control sin tratamiento registró un esfuerzo máximo promedio de 592.9MPa, el acero carburizado con templado y revenido promedió 876.7MPa, lo que supone un incremento de 47.87% con respecto al control, ver figura 5.12 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.3. El tipo de fractura que presentaron las probetas es frágil, la deformación plástica es mínima, no se genera un cuello de botella aparente.

Tabla 5.4. Valores característicos promedio de la prueba de tracción del acero SAE 1018 carburizado por 7 horas y control sin tratamiento.

Probetas	ϵ (mm/mm)	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	E (MPa)
Control	3.920	592.39	12660
Carburizado	7.15	876.7	40160

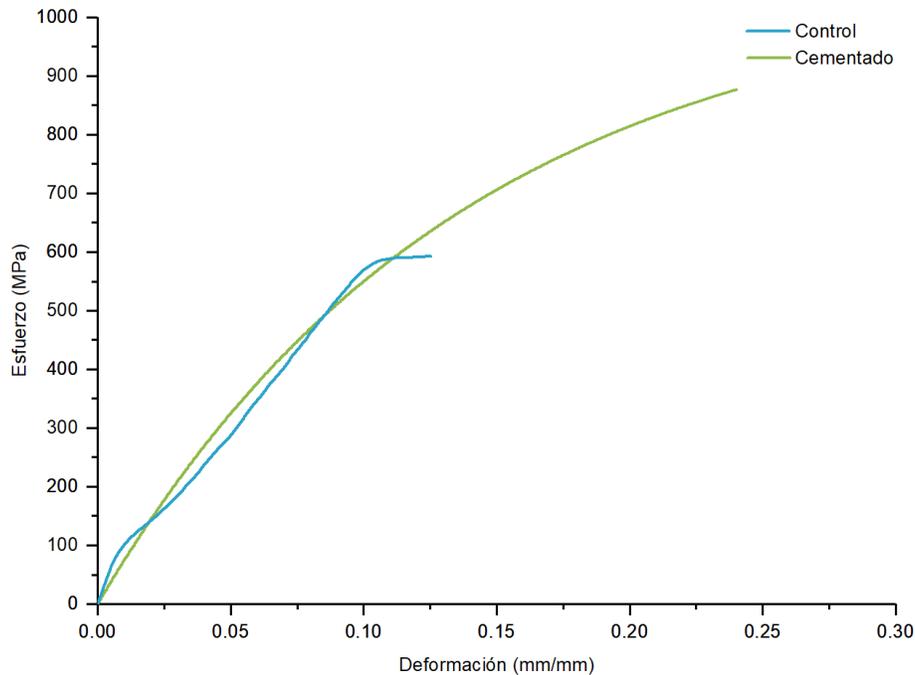


Figura 5.12. Diagramas esfuerzo-deformación del acero 1018 carburizado por 7h y control sin tratamiento.

Con estos valores es apreciable el importante incremento de las capacidades de un carburizado con su debido templeado y revenido, donde el valor promediado del módulo de Young sobrepasa a las probetas de control. En este ensayo sí es posible diferenciar el incremento en las capacidades del material gracias al tratamiento y al postratamiento realizados, ya que junto con el incremento de las capacidades en la superficie se corrige la estructura grosera generada durante el carburizado tanto en el núcleo como en la superficie dando soporte a la capa endurecida.

Del ensayo de microdureza se obtuvo la diferencia entre el núcleo del material y la superficie Cementada, ver figura 5.13 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.3. Se realizaron mediciones en la capa cementada del acero y en el núcleo del mismo. Haciendo la comparación del control con las probetas que fueron templadas y revenidas, se pudo distinguir un incremento importante en la dureza presente tanto en el interior como en la periferia, se reportó un promedio de 548.67HV_{0.1} en las muestras tratadas, lo que representa un incremento del 167.87% con respecto al núcleo del material, en donde se presentó una microdureza promedio de 197.58 y 234.75HV_{0.1}, para la ferrita y la perlita respectivamente lo que representa un equivalente de 204.83 por los porcentajes presentes de cada fase. Esto es una ratio de 2.68, la proporción entre la microdureza de la capa y el sustrato.

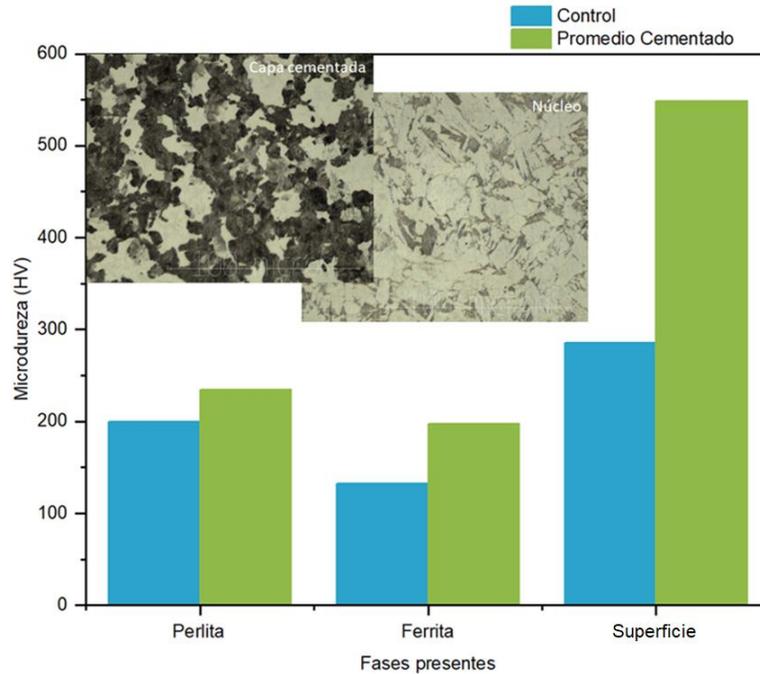


Figura 5.13. Microdureza promedio en el acero SAE 1018 carburizado por 7h y control sin tratamiento.

Para el segundo caso con 9h de tratamiento en el acero SAE 1018, las micrografías muestran la formación de cementita y perlita en la superficie de la probeta con un espesor de capa promedio de 495.34 μ m, ver figura 5.14. La formación de cementita más perlita en la capa cementada tiene un tamaño de grano promedio de 15.77 μ m, equivalente al tamaño de grano G=9, ver figura 5.15. En la zona de transición se reduce la concentración de Carbono donde se forma perlita y ferrita, ver figura 5.16. En el núcleo se puede apreciar la formación de ferrita y perlita fina, el tamaño de grano promedio obtenido es de 27.1 μ m, G=7.45 en promedio, ver figura 5.17.

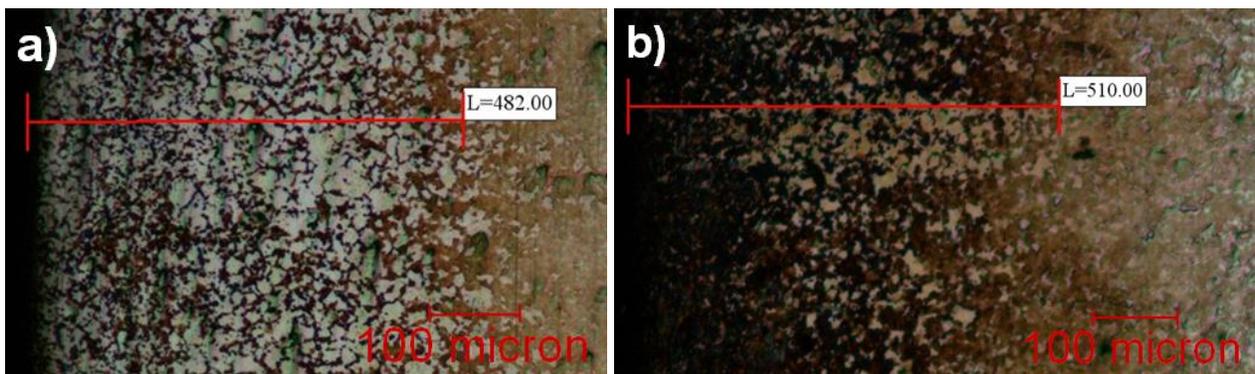


Figura 5.14. Capa cementada del acero SAE 1018 por 9h a 50x.

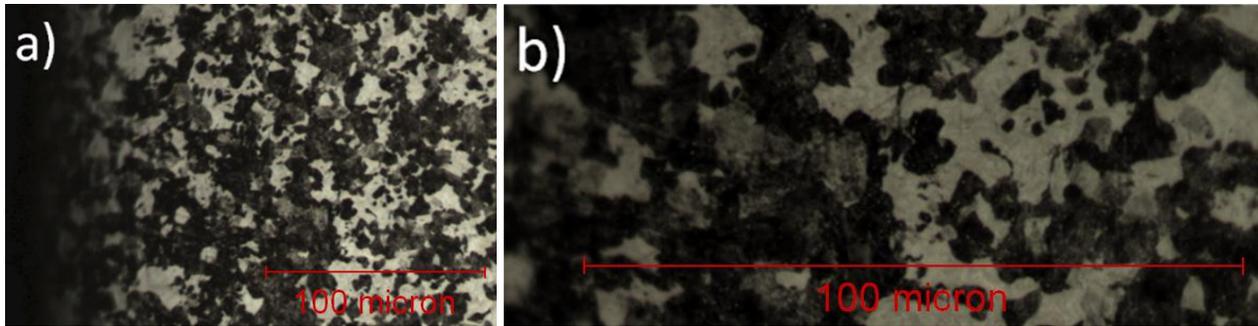


Figura 5.15. Microestructura en el borde carburizado del acero SAE 1018 por 9h a 200x (a), 500x (b).

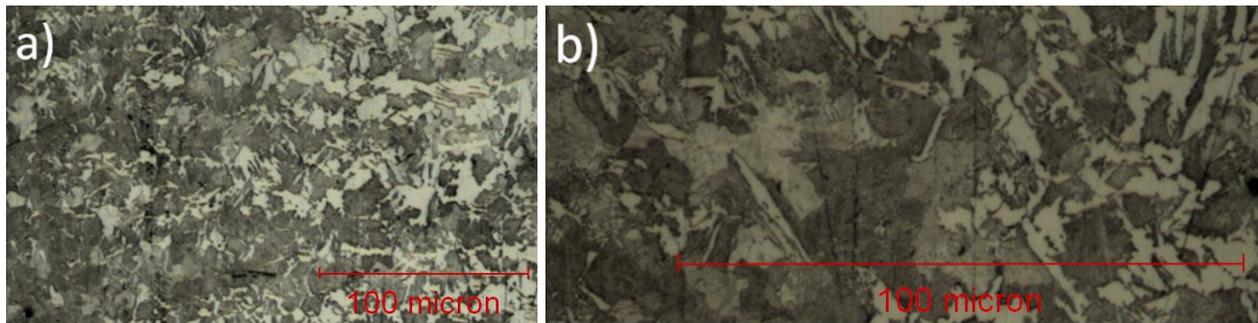


Figura 5.16. Microestructura en la zona de transición del acero SAE 1018 carburizado por 9h a 200x (a), 500x (b).

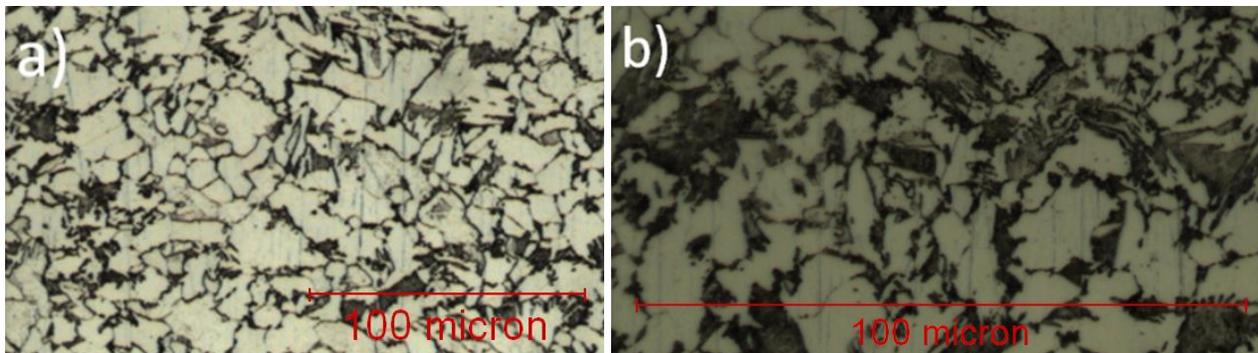


Figura 5.17. Microestructura en el núcleo de acero SAE 1018 carburizado por 9h a 200x (a), 500x (b).

Tabla 5.5. Descripción de muestras y probetas ensayadas en el carburizado del acero SAE 1018.

Muestra	Descripción
Control	Aceros SAE 1018 sin tratamiento
Carburizado	Aceros SAE 1018 carburizados por 9 horas

La dureza superficial que se midió en las probetas de acero SAE 1018 carburizado por 9h, muestran un importante incremento en las capacidades del material en cuanto a dureza. Además, esta tiene un comportamiento uniforme a lo largo del radio del redondo, lo que supone un

tratamiento homogéneo en las muestras. Se generaron valores que van desde 36.6 a 43.3HRC, promediando un valor de 40.32HRC en las probetas tratadas con templado y revenido, lo que supone un incremento del 78.41%, ver figura 5.18 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.5.

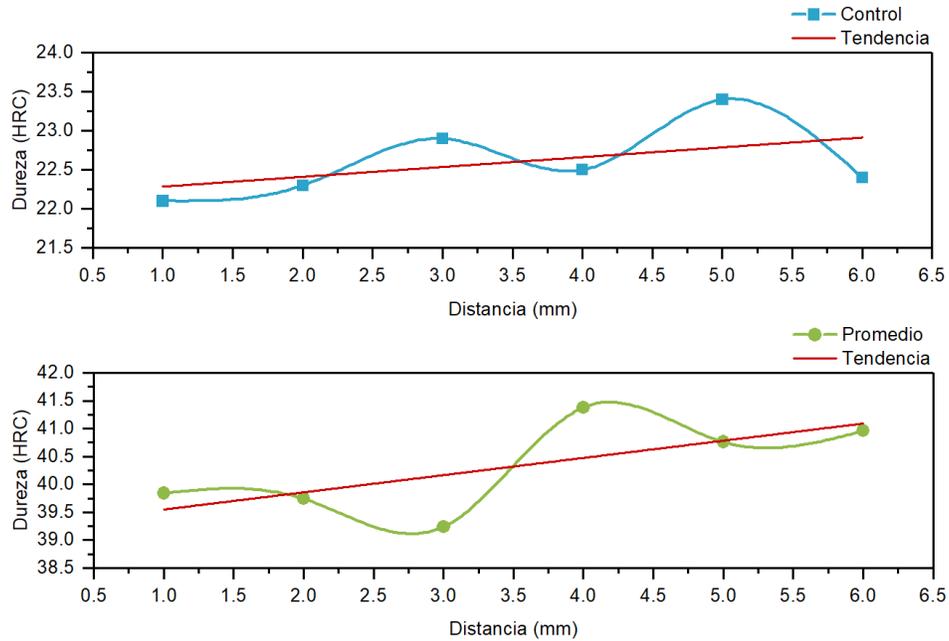


Figura 5.18. Relación de dureza promediada sobre el radio de las probetas de acero SAE 1018 carburizado por 9h y control sin tratamiento.

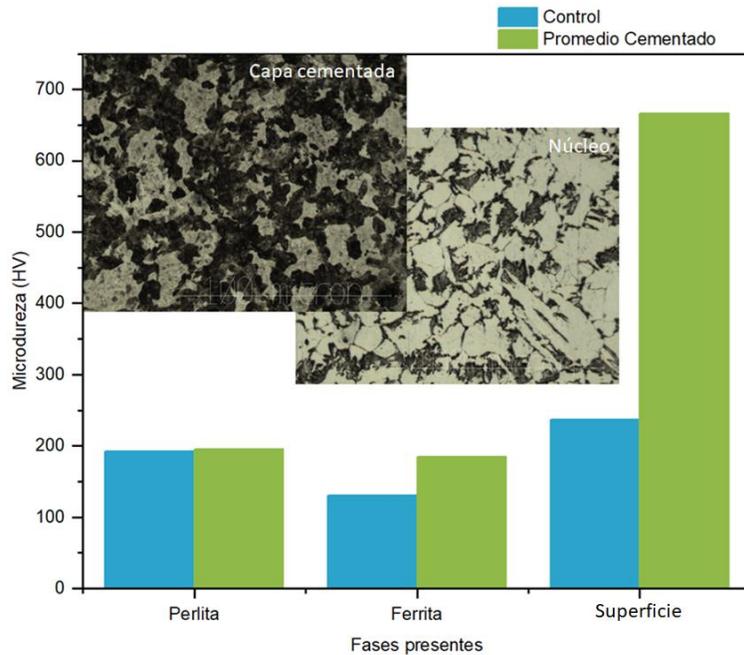


Figura 5.19. Microdureza promedio en el acero SAE 1018 carburizado por 9 horas y control sin tratamiento.

En las pruebas de microdureza, se realizaron mediciones en la capa cementada del acero y en el núcleo del mismo, ver figura 5.19 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.5. Se observa el importante incremento que se presentó en el carburizado durante 9 horas, pero con mayor uniformidad en la microdureza de la superficie. Esto lleva a determinar que un mayor tiempo de tratamiento ayuda a homogenizar la superficie del material. Se promedió un valor en el núcleo de 185.08 y 195.33HV_{0.1} para la ferrita y la perlita respectivamente, un equivalente de 187.08 HV_{0.1} por los porcentajes presentes de cada fase, mientras en la superficie tratada se promedió un valor de 666.33 HV_{0.1} en la superficie cementada, un incremento del 256.18 % con respecto al núcleo. Esto es una ratio de 3.56 entre la superficie endurecida y el sustrato, lo que supone un tratamiento más homogéneo.

5.1.3 Caracterización de aceros nitrurados

La técnica de nitrurado iónico o de plasma fue utilizada para el acero SAE 1018, utilizando una diferencia de potencial de 700V y un tiempo de nitruración de 6h. Los resultados observados en las micrográficas no son concluyentes para este acero, ya que no se observa la formación de nitruros en la superficie de las distintas probetas, figura 5.20. Tanto en el núcleo como en la superficie del material se observa la misma microestructura, granos de un tamaño promedio de 40.77µm, equivalente a G=6.29, de ferrita y perlita fina, figura de 5.21. Las temperaturas alcanzadas en la superficie del material durante la nitruración iónica no son suficientemente altas como para encontrar una diferencia en la microestructura. Ya que el acero SAE1018 no tiene elementos de aleación para poder generar nitruros, se realizó el tratamiento para poder revisar y analizar los resultados y es concluyente que en este acero no se generó endurecimiento por la nitruración a la que fueron sometidas las muestras y las probetas de acero.

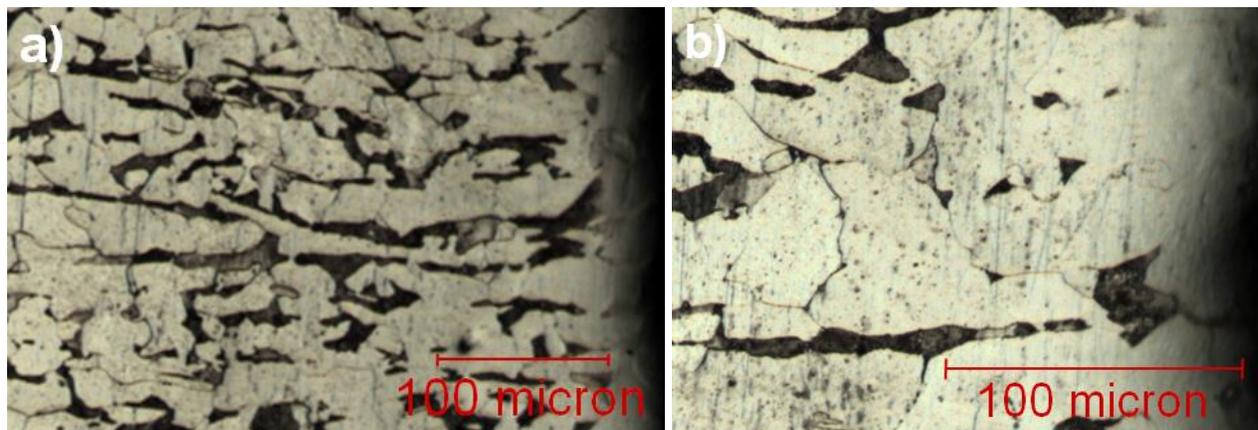


Figura 5.20. Microestructura en el borde de acero SAE 1018 nitrurado por 6h 100x (a), 200x (b).

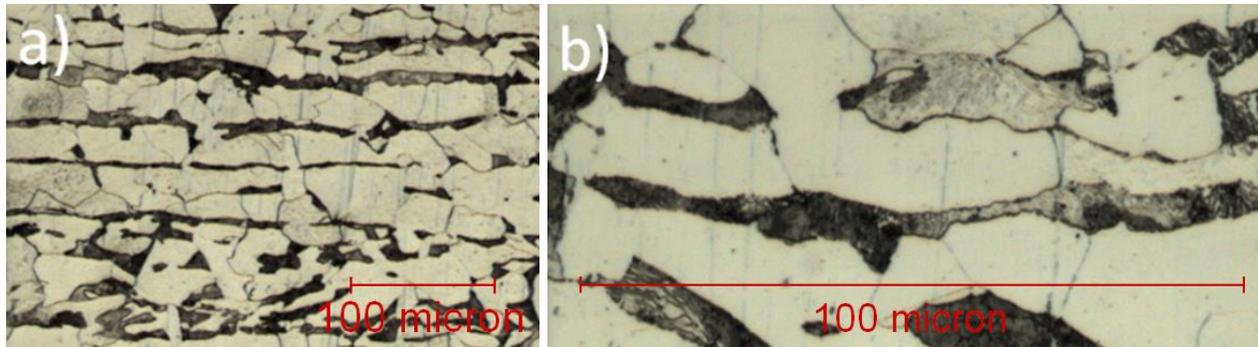


Figura 5.21. Microestructura en el núcleo de acero SAE 1018 nitrurado por 6h a 100x (a), 500x (b).

La dureza superficial que se midió en las muestras de acero SAE 1018 nitrurado por 6h, muestra cierto incremento en las capacidades del material en cuanto a dureza, ver figura 5.22 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.6. Es probable que el incremento en la dureza se deba al tratamiento térmico previo al que fueron sometidas estas muestras.

Tabla 5.6. Descripción de muestras y probetas ensayadas en el nitrurado del acero SAE 1018.

Muestra	Descripción
Control	Aceros SAE 1018 sin tratamiento
Promedio	Aceros SAE 1018 sometidos a nitrurado por 6 h

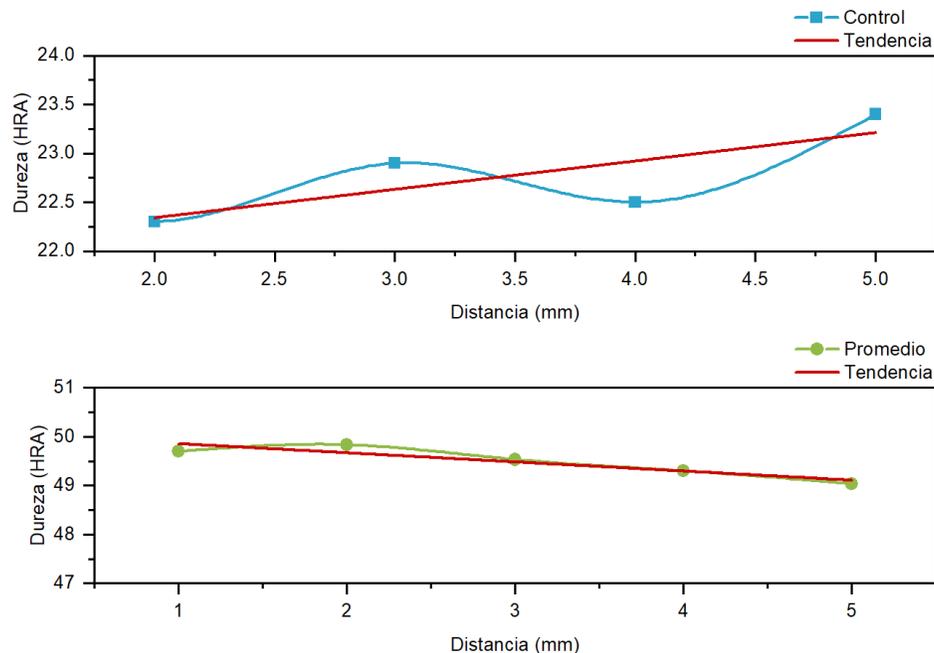


Figura 5.22. Relación de dureza sobre el radio de las probetas de acero SAE 1018 nitrurado por 6h y control sin tratamiento.

En las pruebas de tracción, el acero 1018 nitrurado por 6h prácticamente conserva las propiedades presentes en el control. Lo que confirma que no se generaron los nitruros en el acero durante el tratamiento. El tipo de fractura que presentaron las probetas es dúctil, generándose un importante cuello de botella. Los valores característicos obtenidos de la prueba de tracción de este acero nitrurado son muy cercanos entre si ya que los nitruros no se generaron en la superficie, ver tabla 5.7 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.6.

Tabla 5.7. Valores característicos promedio del acero SAE 1018 nitrurado por 6h y control sin tratamiento.

Probetas	ϵ (mm/mm)	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	E (MPa)
Control	3.920	592.39	12660
Nitrurado	3.787	558.87	14396.67

En el diagrama esfuerzo-deformación, ver figura 5.23 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.6, nuevamente se observa que el nitrurado en un acero 1018 no tiene efecto, ya que los valores en el pico de la gráfica prácticamente coinciden entre el control y las probetas nitruradas, reportando un esfuerzo máximo de 558.87MPa.

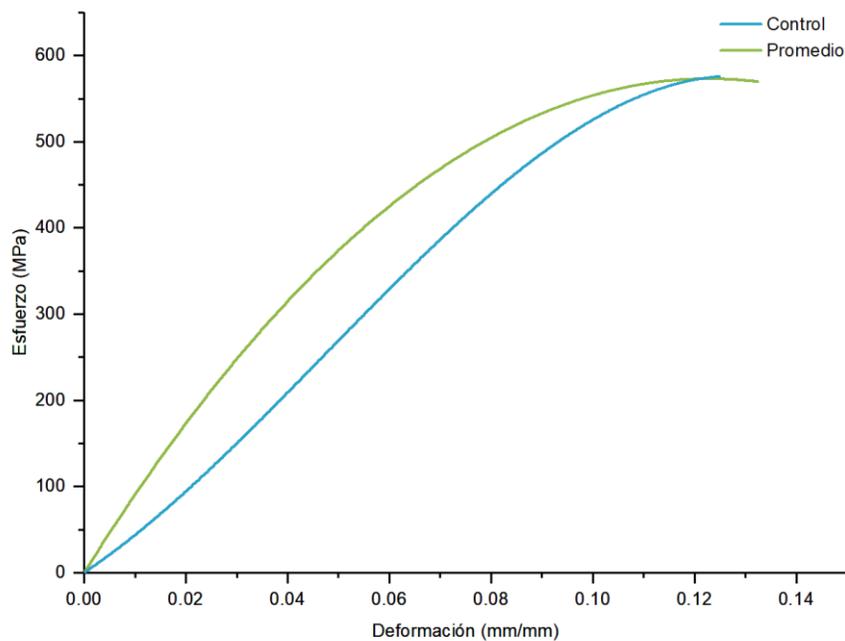


Figura 5.23. Diagrama esfuerzo-deformación del acero SAE 1018 nitrurado por 6h.

En los ensayos de microdureza, se realizaron mediciones en la superficie del acero y en el núcleo del mismo. Se observa, nuevamente, que el tratamiento no tuvo el resultado esperado ya que no

es un acero con los elementos de aleación que generen nitruros durante el tratamiento (Al y Cr, principalmente), figura 5.24.

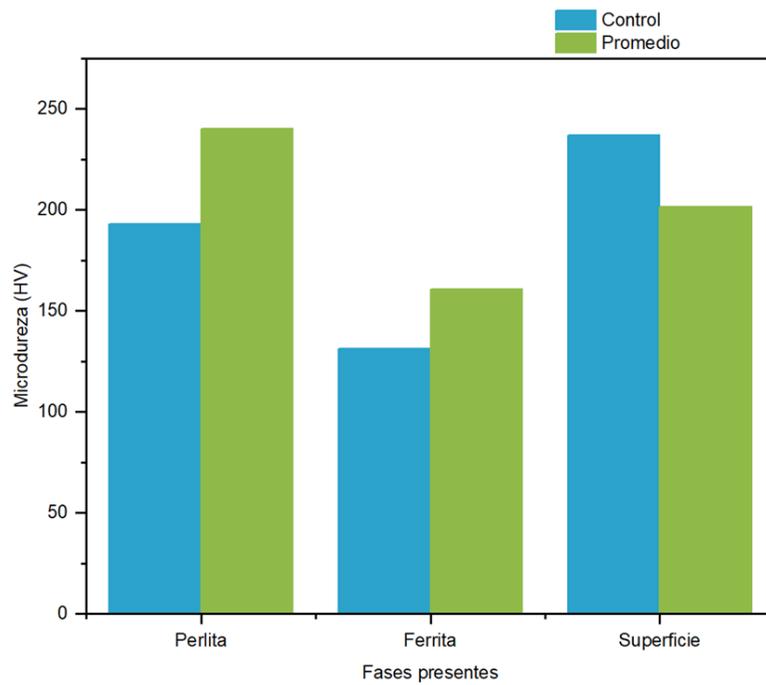


Figura 5.24. Microdureza promedio en el acero SAE 1018 nitrurado por 6h y control sin tratamiento.

Con un tiempo de 8h de nitrurado en el acero AISI 1018, en las micrografías se observa la formación de perlita en una matriz ferrítica en la superficie y en el núcleo, ver figura 5.25 y 5.26.

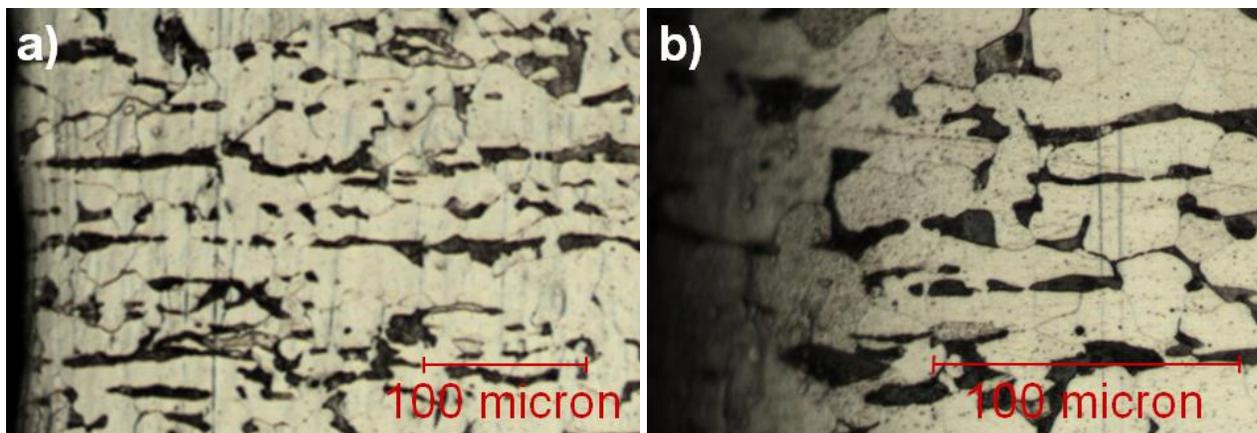


Figura 5.25. Microestructura en el borde del acero SAE 1018 nitrurado por 8h a 100x (a), 200x (b).

El tamaño de grano promedio obtenido fue de $44.87\mu\text{m}$, equivalente a $G=6.0$, ligeramente más grande que las probetas nitruradas por seis horas por el mayor tiempo de exposición a la temperatura del tratamiento.

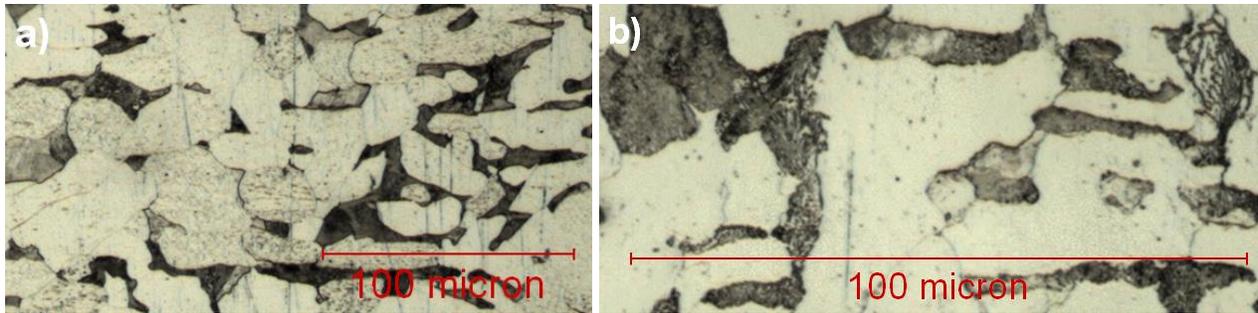


Figura 5.26. Microestructura en el núcleo del acero SAE 1018 nitrurado por 8h a) 200x, b) 500x.

Nuevamente, no hay formación de nitruros en la superficie, aun con un tiempo de tratamiento mayor. La dureza superficial que se promedió, muestra incremento en comparación al control debido al templado previo de las muestras, ver figura 5.27 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.8. Sin embargo, no hay presencia de nitruros en la superficie, lo que lleva a considerar que no hubo efecto de nitruración en la superficie, aún con un mayor tiempo de tratamiento.

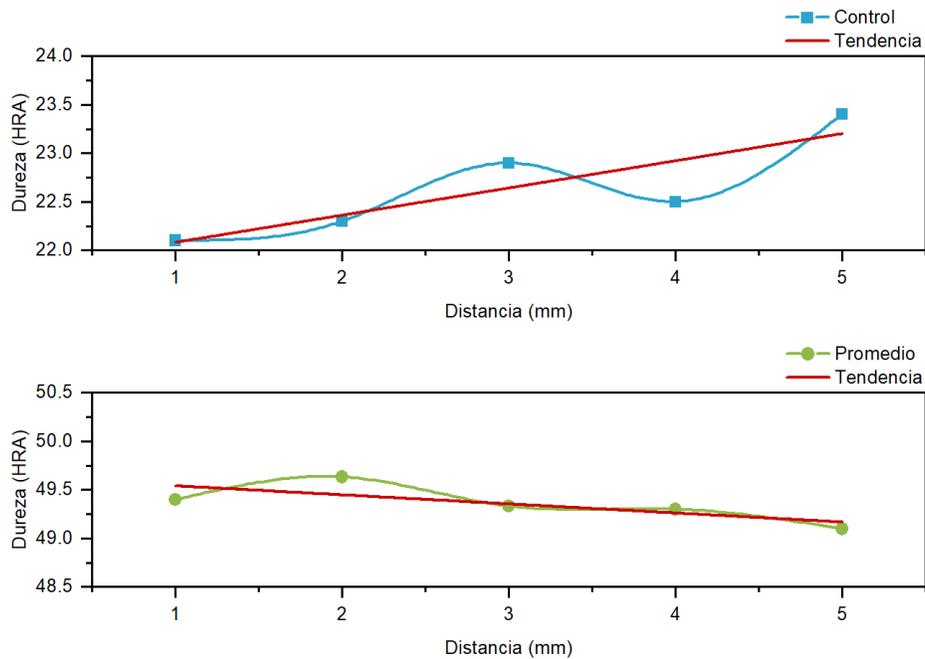


Figura 5.27. Relación de dureza sobre el radio de las probetas de acero SAE 1018 nitrurado por 8h.

Tabla 5.8. Descripción de muestras y probetas ensayadas en el nitrurado del acero SAE 1018.

Muestra	Descripción
Control	Aceros SAE 1018 sin tratamiento
Promedio	Aceros SAE 1018 sometidos a nitrurado por 8 h

En las pruebas de tracción, el acero SAE 1018 nitrurado por 8h, tampoco se observa alguna diferencia significativa con respecto a las propiedades del control, aun con un mayor tiempo de tratamiento no se generan nitruros en el acero SAE 1018 bajo las condiciones de este proyecto. Los diagramas esfuerzo-deformación (figura 5.28 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.8) obtenidos con estos ensayos son muy semejantes a las del acero control, lo que podemos ver en los valores característicos, tabla 5.9 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.8, se observa en el acero incremento de la fragilidad en ambos casos.

Tabla 5.9. Valores característicos del acero SAE 1018 nitrurado por 8h y control sin tratamiento.

Probetas	ϵ (mm/mm)	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	E (MPa)
Control	3.92	592.39	12660.00
Nitrurado	3.82	567.20	13962.50

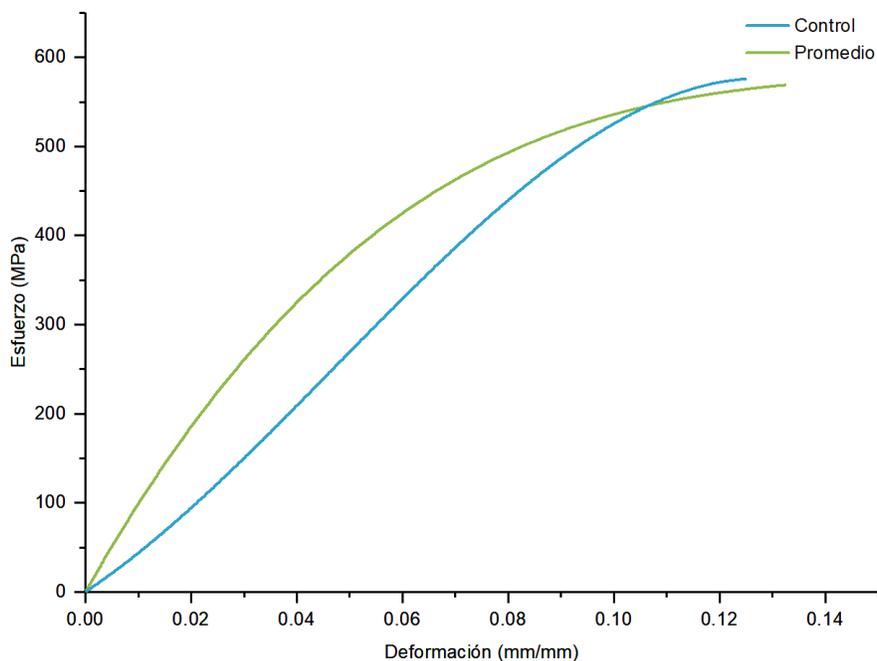


Figura 5.28. Diagrama esfuerzo-deformación de acero 1018 nitrurado por ocho horas.

El esfuerzo máximo promedio reportado fue de 567.20MPa. Ratificando que el tratamiento fue fallido y que el material no es apto para el nitrurado con 6 y 8h de tratamiento. El tipo de fractura que presentaron las probetas es dúctil, lo que generó un importante cuello de botella.

En el ensayo de microdureza, se realizaron mediciones en la capa y el núcleo del acero. No se distingue ningún incremento considerable en la microdureza de la capa y núcleo del acero, incluso

es notorio una leve reducción de la microdureza de la superficie. Es interesante notar que para la microestructura de las fases es notoria una mayor dureza en las muestras de control que en las muestras tratadas, esto se debe a que la temperatura se eleva durante el carburizado, llevando al crecimiento de grano en las muestras y probetas ensayadas, ver figura 5.29 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.8.

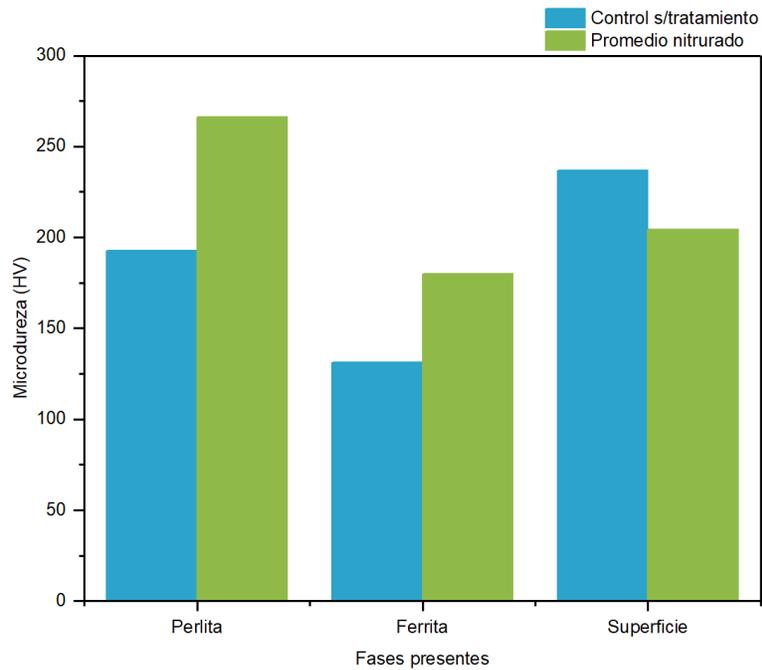


Figura 5.29. Microdureza promedio en el acero SAE 1018 nitruado por 8h y control sin tratamiento.

5.2 Acero SAE 4140

5.2.1 Caracterización de aceros borurados

El tiempo establecido para el borurado fue de 6h para todos los especímenes a 950°C. Las micrografías muestran la característica forma dentada de los boruros de hierro presente en aceros de baja y media aleación, así como en aceros al Carbono, ver figura 5.30. La fase formada es boruro de di-hierro (Fe_2B)^{[11][12][16]}, sin presencia del boruro de hierro (FeB), de acuerdo a la morfología de la formación de estos. La capa generada alcanza un espesor promedio de 117.51µm.

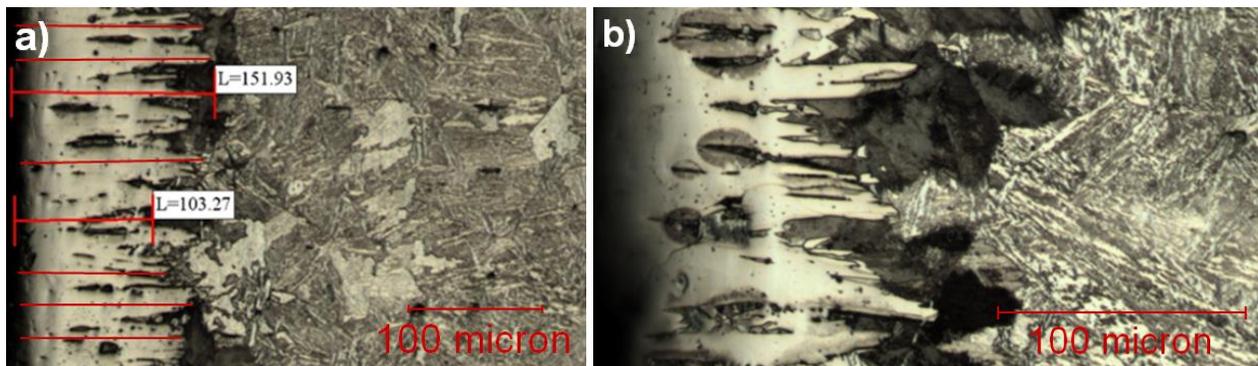


Figura 5.30. Característica forma dentada en la capa borada de acero SAE 4140 a 100x (a), 200x (b).

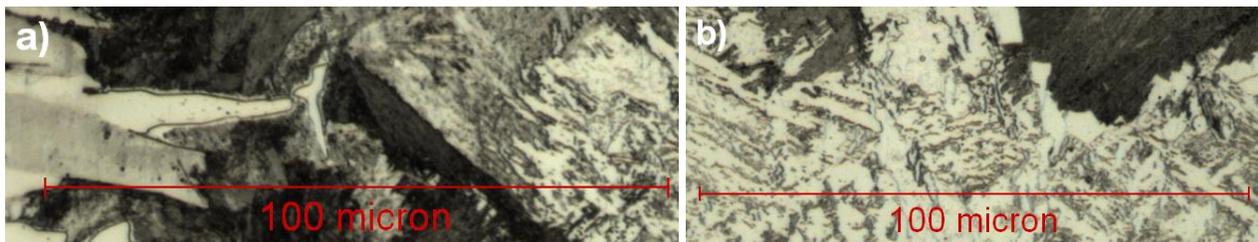


Figura 5.31. Microestructura en el acero SAE 4140 borurado, (a) capa a 500x y (b) núcleo a 500x.

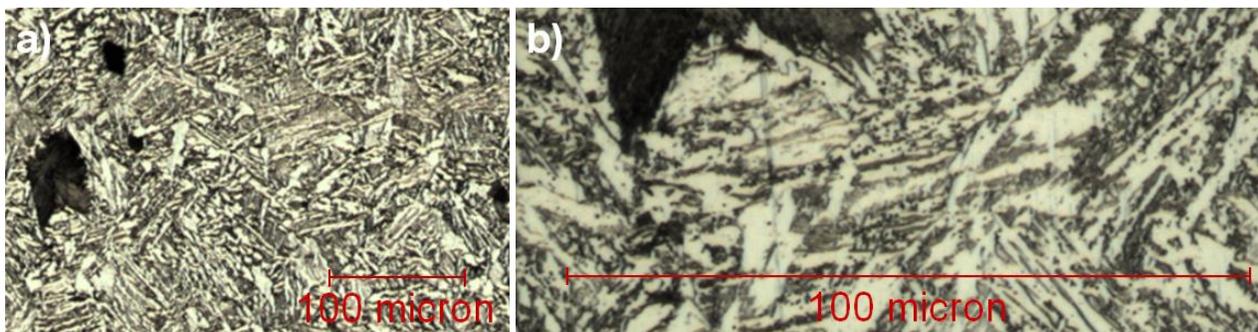


Figura 5.32. Microestructura en el núcleo del acero SAE 4140 borurado por 6h a 100x (a), 500x (b).

En la figura 5.31 a) se observa la formación de la capa de boruros seguido de la perlita esférica y finalmente la matriz martensítica, que es la microestructura característica en el núcleo de las muestras de acero SAE 4140 boruradas ^[24], ver figuras 5.31 b) y 5.32.

La dureza superficial que presentan las muestras no tiene grandes variaciones sobre el radio del redondo, lo que supone un tratamiento homogéneo para las distintas probetas, rondando de 26 a 32HRc, promediando una dureza 30.51HRc, lo que supone un incremento en la dureza del 24.64%, figura 5.33 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.10. Aunque se presenta incremento en el promedio de las durezas superficiales medida sobre el radio del redondo, no es un incremento tan grande como en el acero SAE 4140 carburizado debido a la falta de un sustrato resistente que soporte las cargas aplicadas sobre la capa borada.

Tabla 5.10. Descripción de muestras y probetas ensayadas en el borurado del acero SAE 4140.

Muestra	Descripción
Control s/tratamiento	Aceros SAE 4140 sin tratamiento
Promedio	Aceros SAE 4140 sometidos a borurado por 6 h

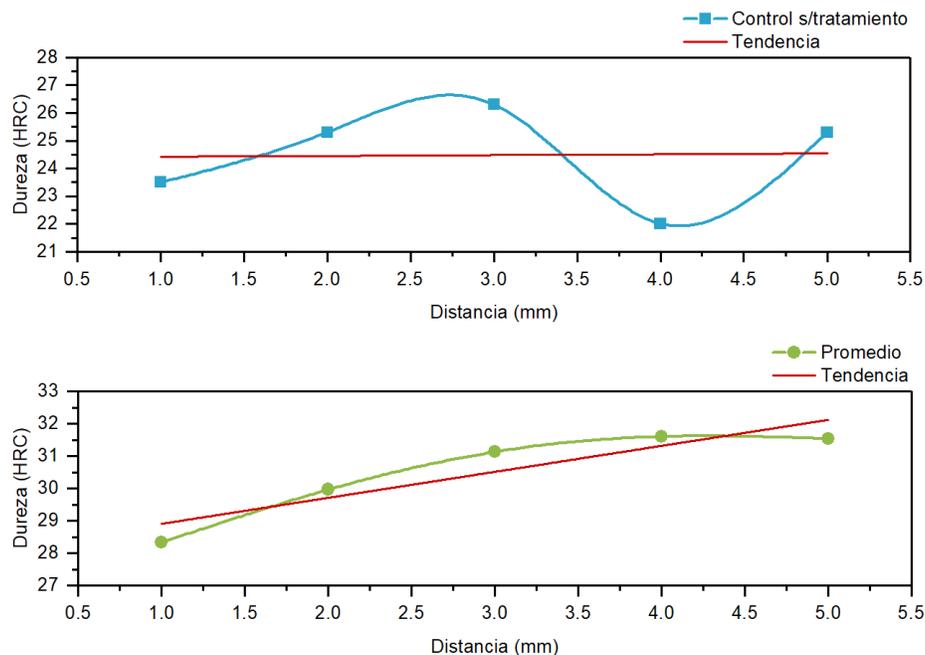


Figura 5.33. Relación de dureza sobre el radio de las probetas de acero SAE 4140 borurado por 6h.

En la prueba de microdureza, se aprecia la dureza posible de los boruros en un acero SAE 4140, que con el adecuado control de los tratamientos posteriores. Se realizaron mediciones en la capa de boruros formada que promedió una microdureza de 878.75HV_{0.3}, así como en la fase martensítica formada en el núcleo con uno de 304.17HV_{0.1}, lo que representa un incremento del

188.90%, lo que es una ratio de 2.89. En los gráficos de las microdurezas (figura 5.34, de acuerdo a la descripción de la tabla 5.10) obtenidos en las distintas fases del acero 4140 borurado, es apreciable la importante diferencia entre la dureza presente en el núcleo sin influencia del tratamiento termoquímico (Martensita) y la superficie tratada del material (Boruros), la proporción es más pequeña en comparación con el acero SAE 1018 borurado. En relación al control promediado de las muestras, se observa que las propiedades se conservaron, prácticamente intactas gracias a la gran templabilidad de este acero.

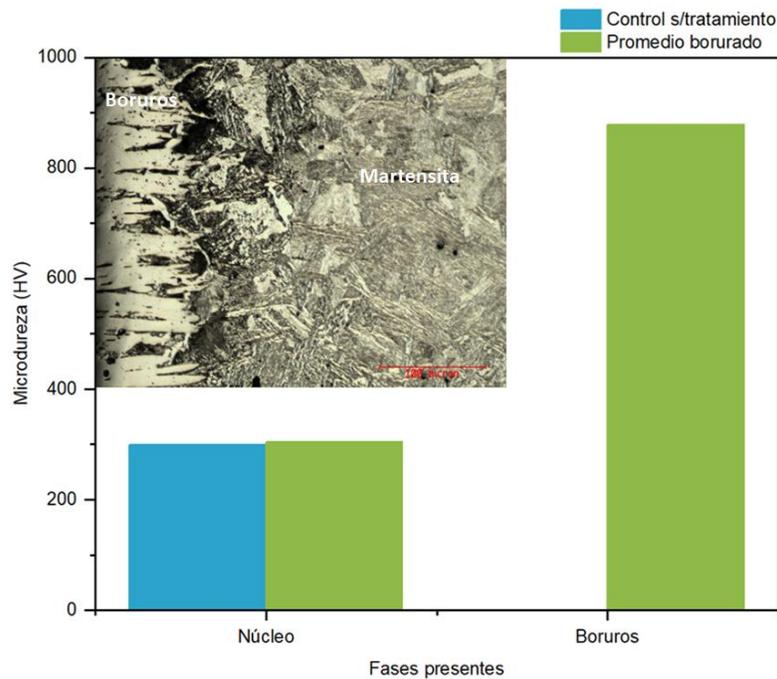


Figura 5.34. Microdureza promedio en el acero SAE 4140 borurado por 6h y control sin tratamiento.

5.2.2 Caracterización de aceros carburizados

El tiempo establecido para este tratamiento fueron de 7h a 920°C en el acero SAE 4140, en la micrografía se observó la formación de cementita y perlita en la superficie de la muestra cementada con un espesor de capa promedio de 823.81µm. Se distinguen líneas de difusión muy marcadas con un espesor de capa promedio menor que en el acero SAE 1018, por el gradiente de concentración de Carbono, figura 5.35. En la figura 5.36 se observa el frente de formación o zona de transición, donde se distingue la formación de perlita al final de la capa cementa seguida por la formación de martensita. En el núcleo se observa la formación de perlita esférica y una matriz martensítica [24], debido a que el enfriamiento fue moderado que por acción del Mo la aleación tiene mayor templabilidad, figura 5.37.

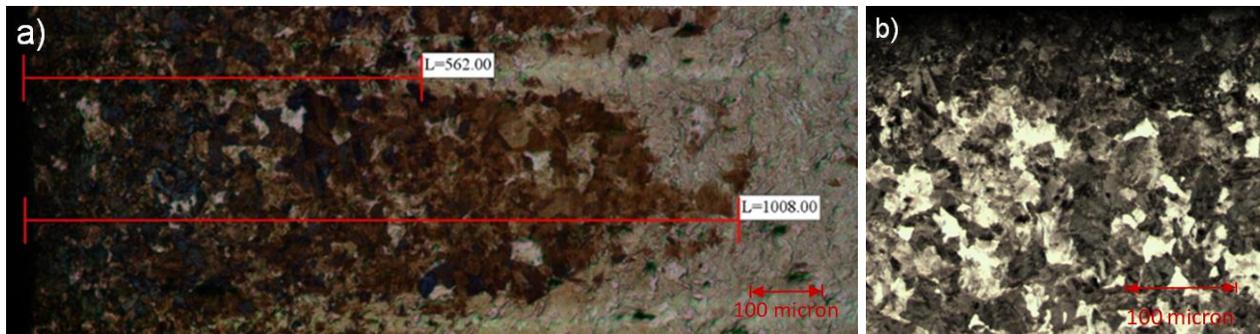


Figura 5.35. Microestructura de la capa cementada del acero SAE 4140 carburizado por 7h a 50x (a), 100x (b).

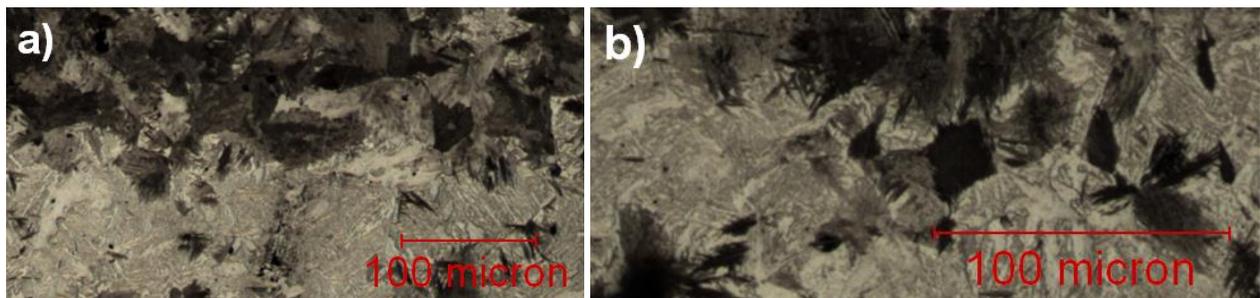


Figura 5.36. Zona de transición en el acero SAE 4140 carburizado por 7h a 100x (a), 200x (b).

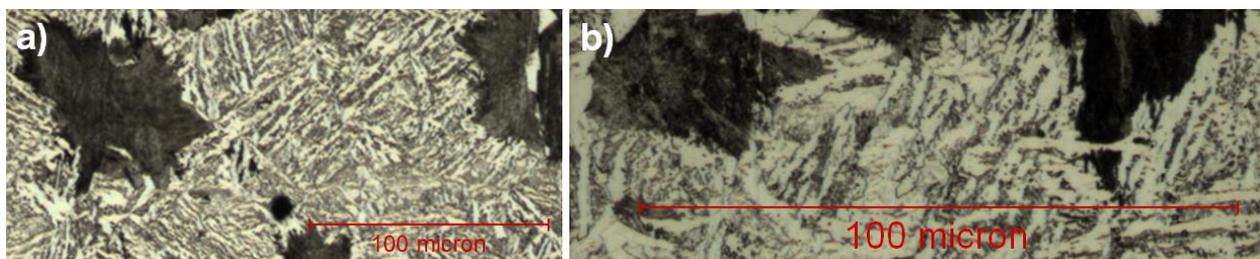


Figura 5.37. Microestructura en el núcleo de acero SAE 4140 carburizado por 7h a 200x (a), 500x (b).

La dureza superficial medida en las muestras de acero SAE 4140 carburizado por 7h, es constante a lo largo del radio del redondo, lo que muestra un tratamiento homogéneo. Se trabajaron tres tipos de muestras, muestras de control sin ningún tipo de tratamiento, muestras de control tratadas sin templado y revenido lo que dio un importante incremento de la dureza, en comparación con el control sin tratamiento, con valores que van desde 31.9 hasta 35.5HRc promediando 34.24HRc, y las muestras con tratamiento termoquímico, templado y revenido que muestran un incremento aún mayor, con durezas que van desde 64 hasta 67HRc promediando 65.68HRc, ver figura 5.38 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.11.

Tabla 5.11. Descripción de muestras y probetas ensayadas en el carburizado del acero SAE 4140.

Muestra	Descripción
Control S/templar	Aceros SAE 1018 carburizado sin templar
Promedio	Aceros SAE 1018 sometidos a nitrurado por 8 h, templados y revenidos

Con respecto a las muestras de control sin tratamiento se promedió un incremento del 168.30% y para las muestras de control del tratamiento sin templado y revenido fue del 91.82%, ver gráfica de control sin tratamiento en figura 5.31.

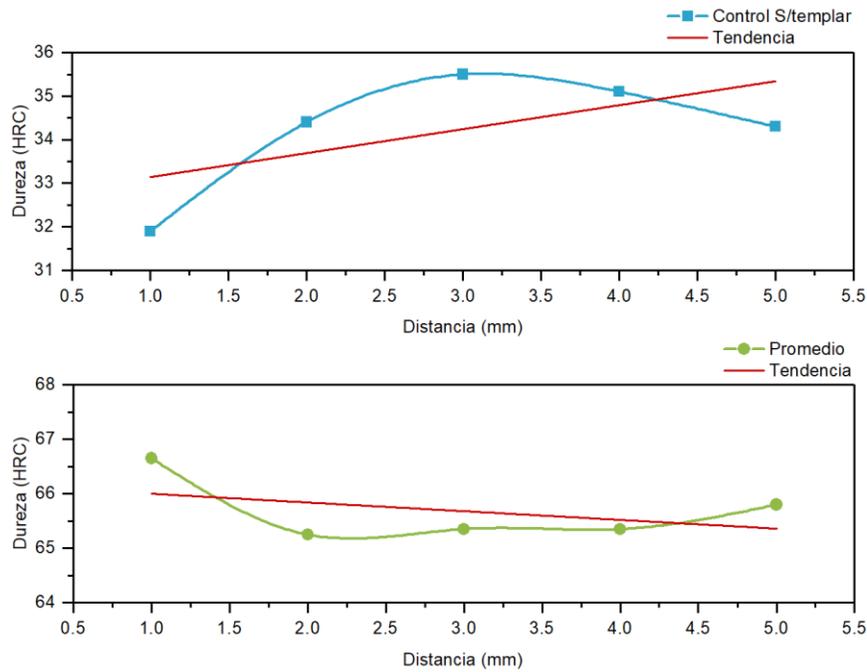


Figura 5.38. Relación de dureza sobre el radio de las probetas del acero SAE 4140 carburizado por 7h y control sin templado.

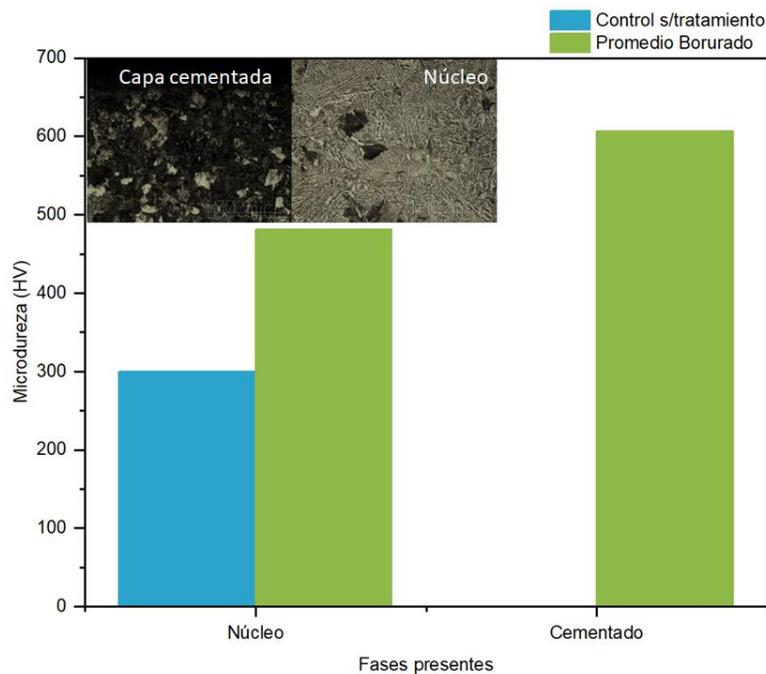


Figura 5.39. Microdureza promedio del acero SAE 4140 carburizado por 7h y control sin templado.

En la prueba de microdureza, ver figura 5.39 de acuerdo a descripción de la tabla 5.11, se aprecia el incremento de la microdureza obtenida tras el carburizado de un acero SAE 4140, entre la fase en el núcleo del material y la superficie cementada, se reportó un valor promedio de 607.00HV_{0.1} en la superficie, lo que representa un incremento del 26.18% con respecto al núcleo que promedió una dureza de 481.33 HV_{0.1}, una ratio de 1.26, mucho más cerrado que en el borurado. En el diagrama de microdurezas obtenido en las distintas fases generadas, el incremento entre la dureza presente en el núcleo sin efecto del tratamiento termoquímico (martensita) y la superficie tratada del material, no es tan significativo como el incremento obtenido con el borurado.

5.2.3 Caracterización de aceros nitrurados

El nitrurado del acero SAE 4140 se realizó bajo la técnica de nitrurado iónico o de plasma, con una diferencia de potencial de 700V. Con un tiempo de nitruración de 6h los resultados observados en las micrografías muestran la formación de la capa nitrurada, aunque con una estructura completamente errática, con espesores de capa irregulares, el valor de capa promediado fue de 15.65, con valores de 3 a 50 µm, lo que no se puede considerar un tratamiento satisfactorio. En algunos planos de la superficie la formación de nitruros es constante, ver figura 5.40 a), mientras que en otros la formación de los nitruros es errática como se puede observar en la figura 5.40 b).

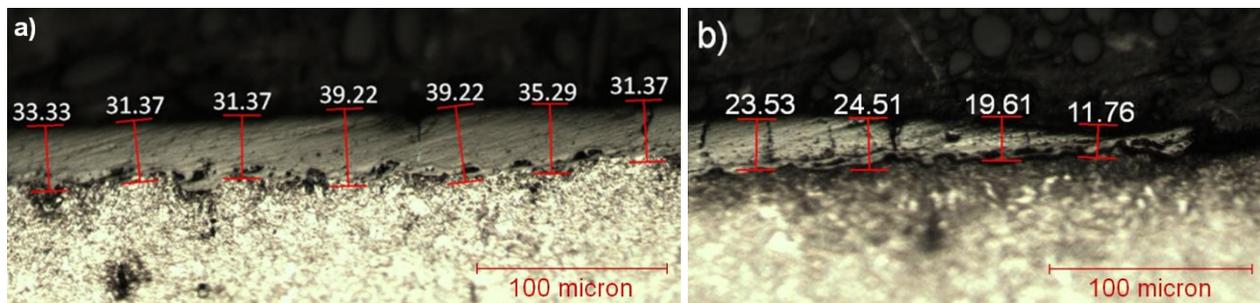


Figura 5.40. Borde del acero SAE 4140 nitrurado por 6h a 200x, acotaciones en µm.

En la figura 5.41 a) y b) se pueden ver los valores tan dispersos del espesor de capa generado.

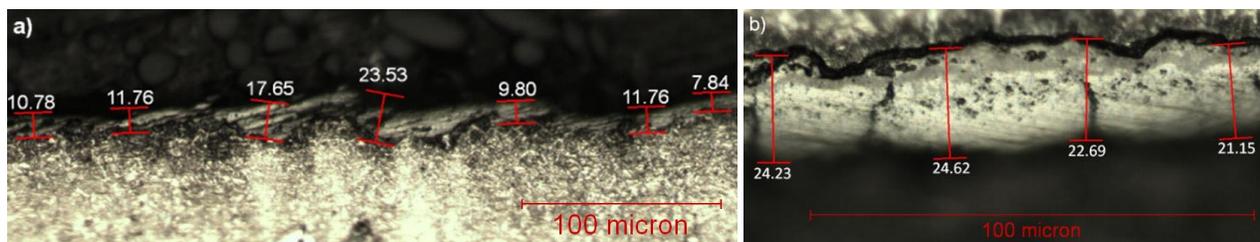


Figura 5.41. Borde del acero SAE 4140 nitrurado por 6h a) 200x, b) 500x, acotaciones en µm.

En el núcleo del acero se observa la formación de martensita y algunas inclusiones, figura 5.42.

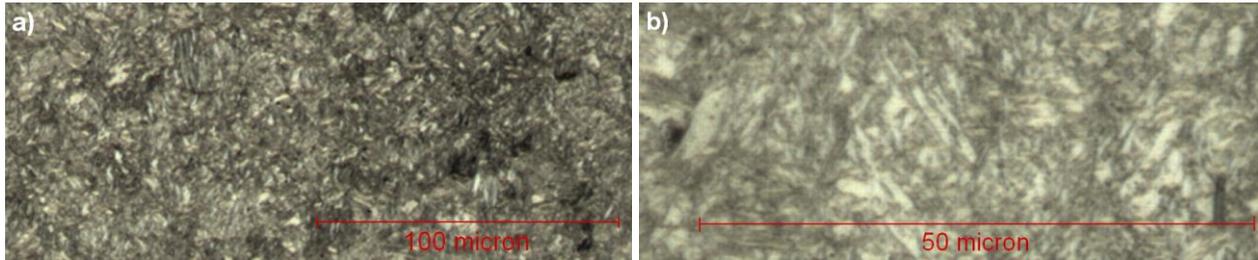


Figura 5.42. Núcleo del acero SAE 4140 nitrurado por 6h a) 1000x, b) 200x, acotaciones en μm .

En la dureza superficial que se midió en las probetas de acero SAE 4140 nitrurado por 6h, se observa incremento en las capacidades del acero, en comparación al control, reportando una dureza superficial promedio de 37.114 HRC lo que supone un incremento del 39.35%, ver figura 5.43 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.12. Con estos resultados se alcanzaron las prestaciones de dureza que presento el acero 4140 borurado. Sin embargo, por la irregularidad observada en la metalografía se puede considerar que el tiempo o temperaturas del tratamiento no fueron suficiente para alcanzar una nitruración adecuada.

Tabla 5.12. Descripción de muestras y probetas ensayadas en el nitrurado del acero SAE 4140.

Muestra	Descripción
Control S/templar	Aceros SAE 1018 nitrurado sin templar
Promedio	Aceros SAE 1018 sometidos a nitrurado por 6 h

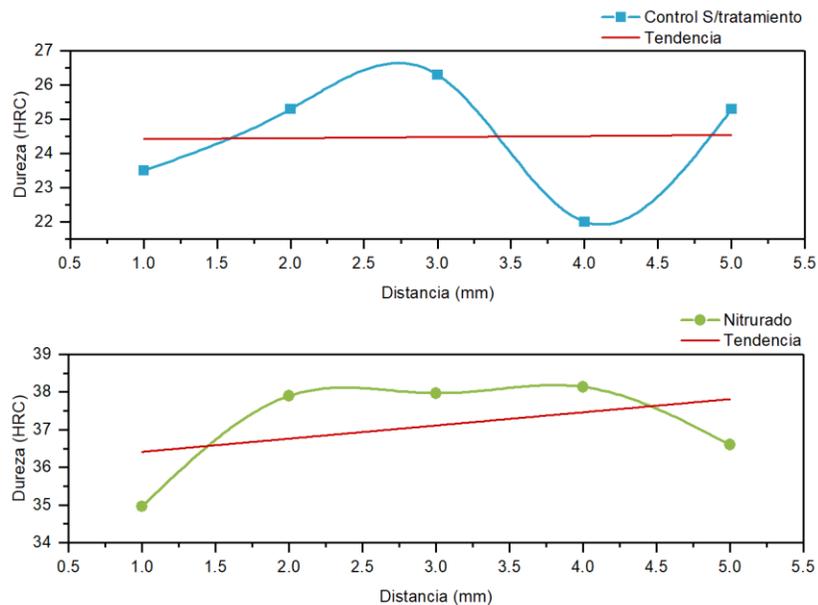


Figura 5.43. Relación de dureza sobre el radio de las probetas de acero SAE 4140 nitrurado por 6h.

En la prueba de microdureza, se realizaron mediciones en la superficie tratada del acero y en el núcleo del mismo. La microdureza de los nitruros formados alcanzó un promedio de $853.16\text{HV}_{0.3}$, mientras en el núcleo fue de $428.75\text{HV}_{0.1}$, que es un incremento de 98.99% con respecto al núcleo, una ratio de 1.99, ver figura 5.44 de acuerdo a la descripción de la tabla 5.12.

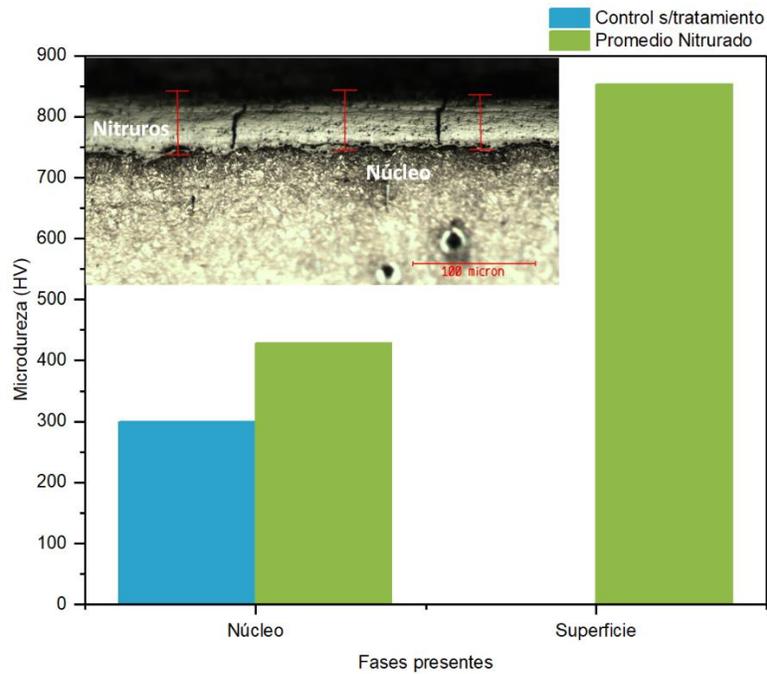


Figura 5.44. Microdureza promedio del acero SAE 4140 nitrurado por 6h.

Análisis teórico

Para el cálculo del espesor de capa teórico, con el fin de hacer una comparativo con los valores obtenidos experimentalmente se utilizó la ecuación de Arrhenius:

$$D = D_0 e^{\left(\frac{-Q}{RT}\right)} \quad \dots (1)$$

Donde:

Q, energía de activación $\frac{cal}{mol}$

R, constante universal de los gases $8.314472 \frac{J}{mol K}$

T, temperatura absoluta K

D₀, constante para un sistema de difusión dado $\frac{cm^2}{s}$

Para la difusión intersticial tenemos los siguientes valores de energía de activación y constante de difusión para los sistemas analizados en el proyecto, ver tabla 5.13.

Tabla 5.13. Energía de activación (Q) y constante de crecimiento (D₀).

Sistema	Celda unitaria	Q $\frac{kJ}{mol}$	D ₀ $\frac{cm^2}{s}$
B en Fe	CCC (950°C)	173.00 [12]	0.02391 [12]
C en Fe	CCC	137.7457 [25]	0.2300 [25]
N en Fe	CC	76.6184 [25]	0.0047 [25]

Con los valores de la tabla 5.13 y la ecuación tipo Arrhenius para la difusión, ecuación (1), se calculó el valor del coeficiente de difusión para los sistemas establecidos en los tratamientos termoquímicos analizados en el proyecto en función de la temperatura, ver tabla 5.14.

Tabla 5.14. Coeficientes de difusión (D) obtenidos para los tratamientos termoquímicos.

Tratamiento	Temperatura K	D $\frac{m^2}{s}$
Borurado	1223	$9.7671 \times 10^{-14} \frac{m^2}{s}$
Carburizado	1193	$2.1586 \times 10^{-11} \frac{m^2}{s}$
Niturado	823	$6.4876 \times 10^{-12} \frac{m^2}{s}$

Con los coeficientes de difusión obtenidos se procede a calcular los valores del espesor de capa con base en el análisis de Adolf Fick, en sus estudios de difusión plantea que el flujo de átomos es proporcional al gradiente de concentración, primera ley de Fick:

$$J = -D \frac{dC}{dz} \quad \dots (2)$$

En donde:

J, es el flujo de átomos $\frac{g}{cm^2 \cdot s}$, $\frac{\text{átomos}}{cm^2 \cdot s}$

D, es la constante de proporcionalidad llamada coeficiente de difusión $\frac{cm^2}{s}$

C, es la concentración volumétrica del componente $\frac{g}{cm^3}$, $\frac{\text{átomos}}{cm^3}$

Con un balance de masas en un volumen de control se obtiene la ecuación de continuidad:

$$-\frac{\partial J}{\partial z} = \frac{\partial C}{\partial t} \quad \dots (3)$$

Sustituyendo en la ecuación de flujo de difusión, ecuación (2), se obtiene la ecuación para difusión mono-dimensional, segunda ley de Fick:

$$\frac{\partial \left[D \frac{\partial C}{\partial z} \right]}{\partial z} = \frac{\partial C}{\partial t} \quad \dots (4)$$

Donde:

C, es variable dependiente

Z y t, son variables independientes

Suponiendo que D es una constante, la ecuación (4) se vuelve una ecuación diferencial parcial lineal:

$$D \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} = \frac{\partial C}{\partial t} \quad \dots (5)$$

Para su resolución se hacen las siguientes consideraciones:

Condiciones de frontera: $C(Z = 0, t) = C_0/2$

$$C(Z = \infty, t) = 0 \quad \dots (6)$$

Condición inicial: $C(Z, 0) = 0$

Aplicando la transformada de Laplace en la ecuación (5), con t como variable independiente y resolviendo para las condiciones de frontera:

$$C(Z, s) = \frac{C_0}{2} \left[\frac{1}{s} e^{-Z\sqrt{s/D}} \right] \quad \dots (7)$$

Aplicando la transformada inversa y resolviendo para las condiciones de la ecuación (6) la solución es:

$$C(Z, t) = \frac{C_0}{2} \left[1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^{Z/2\sqrt{Dt}} e^{-y^2} dy \right] \quad \dots (8)$$

La función de la ecuación (8) con la integral se llama función error, que previamente ha sido resultada y tabulada en tablas para su fácil acceso, es denominada función error:

$$Ferr[\beta] = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^\beta e^{-y^2} dy \quad \dots (9)$$

La solución se puede escribir de la siguiente forma, conocida como solución de Grube, esto para cuando la concentración inicial del elemento a difundir en la pieza es cero:

$$C(Z, t) = \frac{C_0}{2} \left[1 - Ferr \frac{Z}{2\sqrt{Dt}} \right] \quad \dots (10)$$

Si la concentración inicial del elemento a difundir en la pieza es diferente de cero:

$$C(Z, t) = C_i + \frac{C_0 - C_i}{2} \left[1 - Ferr \frac{Z}{2\sqrt{Dt}} \right] \quad \dots (11)$$

Tabla 5.15. Concentración inicial de las muestras (C_i) y en la superficie (C_s) para el análisis teórico.

Acero	Tratamiento	Temperatura K	C_i	C_s
SAE 1018	Borurado	1223	-	50.00 % atómico B
	Carburizado	1193	0.18 % peso C	1.30 % peso C
	Nitrurado	823	-	5.64 % peso N
SAE 4140	Borurado	1223	-	50.00 % atómico B
	Carburizado	1193	0.40 % peso	1.30 % peso C
	Nitrurado	823	-	5.64 % peso N

En los casos específicos de los tratamientos termoquímicos estudiados en el proyecto se deben obtener los límites de concentración, ya sea porcentaje atómico o porcentaje en peso para evaluar la ecuación y obtener el espesor teórico de la capa de compuestos. Para esto se utilizan los

diagramas de fases de los elementos a formar compuestos con el Fe. De acuerdo a las temperaturas de los tratamientos en los respectivos diagramas de fases se obtuvieron las concentraciones a evaluar, ver tabla 5.15.

Para poder determinar los perfiles de concentración se debe resolver la segunda ley de Fick para las condiciones de frontera establecidos en la tabla 5.15 de la siguiente forma:

Condiciones de frontera: $C(Z = 0, t) = C_s$

$$C(Z = \infty, t) = 0 \quad \dots (12)$$

Condición inicial: $C(Z, 0) = 0$

De esta forma las soluciones varían muy poco respecto a las obtenidas en las ecuaciones (10) y (11):

$$C(Z, t) = C_s \left[1 - \text{Ferr} \frac{Z}{2\sqrt{Dt}} \right] \quad \dots (13)$$

$$C(Z, t) = C_s \left[1 - \left(1 - \frac{c_i}{c_s} \right) \text{Ferr} \frac{Z}{2\sqrt{Dt}} \right] \quad \dots (14)$$

Para la resolución de la función error se dispone de la tabla 5.16 de tabulación de la función error, lo que nos permite encontrar el perfil de concentración en las muestras.

Tabla 5.16. Tabulación de la función error, Ferr[β], para diferentes valores de β desde 0 has 2.7. [25]

β	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
0.0	0.0000	0.0113	0.0226	0.0338	0.0451	0.0564	0.0676	0.0789	0.0901	0.1013
0.1	0.1125	0.1236	0.1348	0.1459	0.1569	0.1680	0.1790	0.1900	0.2009	0.2118
0.2	0.2227	0.2335	0.2443	0.2550	0.2657	0.2763	0.2869	0.2974	0.3079	0.3183
0.3	0.3286	0.3389	0.3491	0.3593	0.3694	0.3794	0.3893	0.3992	0.4090	0.4187
0.4	0.4284	0.4380	0.4475	0.4569	0.4662	0.4755	0.4847	0.4937	0.5027	0.5117
0.5	0.5205	0.5292	0.5379	0.5465	0.5549	0.5633	0.5716	0.5798	0.5879	0.5959
0.6	0.6039	0.6117	0.6194	0.6270	0.6346	0.6420	0.6494	0.6566	0.6638	0.6708
0.7	0.6778	0.6847	0.6914	0.6981	0.7047	0.7112	0.7175	0.7238	0.7300	0.7361
0.8	0.7421	0.7480	0.7538	0.7595	0.7651	0.7707	0.7761	0.7814	0.7867	0.7918
0.9	0.7969	0.8019	0.8068	0.8116	0.8163	0.8209	0.8254	0.8299	0.8342	0.8385
1.0	0.8427	0.8468	0.8508	0.8548	0.8586	0.8624	0.8661	0.8698	0.8733	0.8768
1.1	0.8802	0.8835	0.8868	0.8900	0.8931	0.8961	0.8991	0.9020	0.9048	0.9076
1.2	0.9103	0.9130	0.9155	0.9181	0.9205	0.9229	0.9252	0.9275	0.9297	0.9319
1.3	0.9340	0.9361	0.9381	0.9400	0.9419	0.9438	0.9456	0.9473	0.9490	0.9507
1.4	0.9523	0.9539	0.9554	0.9569	0.9583	0.9597	0.9611	0.9624	0.9637	0.9649
1.5	0.9661	0.9673	0.9684	0.9695	0.9706	0.9716	0.9726	0.9736	0.9745	0.9755
	1.55	1.6	1.65	1.7	1.75	1.8	1.9	2.0	2.2	2.7
	0.9716	0.9763	0.9804	0.9838	0.9867	0.9891	0.9928	0.9953	0.9981	0.9999

Se considerará un rango de concentración alrededor de $C_s/2$, de acuerdo a la figura 5.45, para ver la aproximación que tiene el perfil calculado con lo reportado experimentalmente, así como comparar el comportamiento del perfil de concentración obtenido de la resolución de la segunda ley de Fick con lo observado en la metalografía.

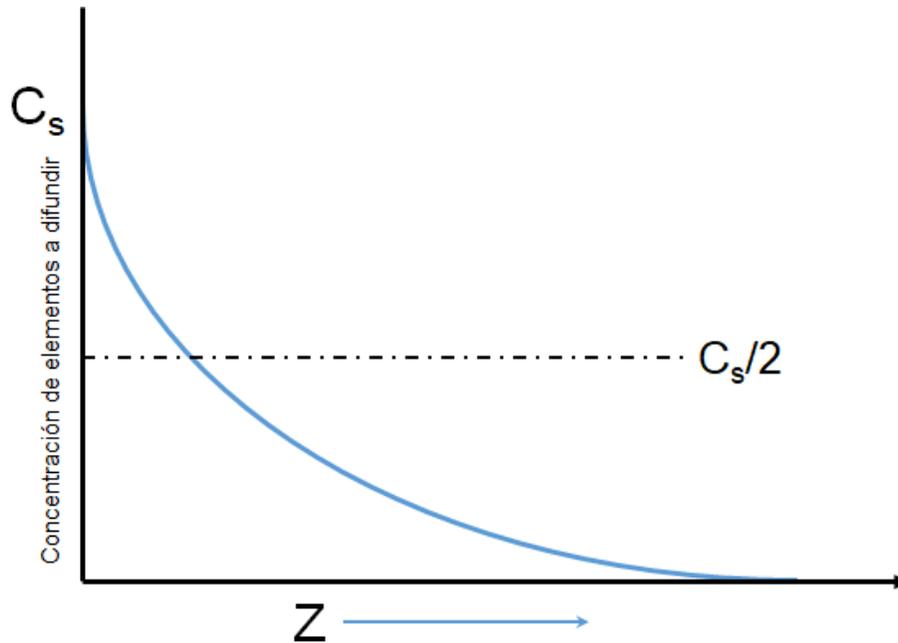


Figura 5.45. Perfil de concentración en proceso de difusión.

Tabla 5.17. Concentración inicial de las muestras (C_i) y en la superficie (C_s) para el análisis teórico.

Acero	Elemento a difundir	Tiempo h	Rango de Z μm	Concentraciones respectivas al rango
SAE 1018	B	6	106.85 – 127.31	3.25 – 1.625 % atómico B
	C	7	527.49 – 1262.20	0.87 – 0.43 % peso C
SAE 4140	C	8	589.11 – 1431.20	
	B	6	106.87 – 127.31	3.25 – 1.625 % atómico B
	C	7	682.82 – 2175.00	0.87 – 0.43 % peso C
	N	6	33.167 – 73.970	5.359 – 5.076 % N

Conclusiones

En este trabajo de investigación se realizó la revisión del estado del arte de los tratamientos termoquímicos de borurado, carburizado y nitrurado por su importancia en la industria. Esto llevó a determinar la relevancia de los distintos parámetros que tienen influencia en los tratamientos examinados en este proyecto. Se puede resaltar el valor que tiene el control del postratamiento para obtener las propiedades de dureza y tenacidad específicas para un sistema mecánico determinado, evitando el desgaste prematuro, fallas por desprendimiento o agrietamiento de la capa endurecida. En conjunto con el tratamiento termoquímico se mejoran las propiedades tribológicas de la superficie, logrando mejorar la eficiencia mecánica del material. Los tratamientos se seleccionaron con base en su aplicación. En cuanto a las aleaciones ferrosas se optó por los aceros SAE 1018 y 4140, estos tienen una extensa utilización en la fabricación de elementos mecánicos, y con ellos fue posible comparar y evaluar los tratamientos termoquímicos en base a su caracterización realizada. Cabe señalar que estas aleaciones se consideraron por su viabilidad para ser sometidos a los tratamientos seleccionados, con excepción del nitrurado del acero 1018, ya que no es un proceso viable para la aleación por la falta de elementos de aleación formadores de nitruros tales como el Al, Cr y Mo. Sin embargo, se consideró realizarlos en este acero para observar y comparar los resultados, que como se esperaba no fueron satisfactorios, aunque tampoco el acero 4140 mostró signos de un nitrurado efectivo. No obstante, la incapacidad de los elementos de aleación del acero 1018 para formar nitruros, y que el acero 4140 tampoco mostró la formación de estos aun cuando está presente el Mo como elemento de aleación, demuestra que el tiempo o el tratamiento de nitruración por plasma propuesto, no fue el adecuado para este acero.

El borurado de ambas aleaciones ferrosas fue satisfactorio, y que en primera instancia se observó al realizar el ensayo de metalografía, mostraron la formación columnar o dentada de la fase Fe_2B , con una microestructura en el núcleo de perlita inmersa en una matriz ferrítica para el acero 1018 y granos de perlita esférica inmersos en una matriz martensítica para el acero 4140. Cabe señalar que el acero 1018 presentó un espesor de capa promedio de 107.87 y el 4140 de 117.51 μm . La dureza promediada en el acero 1018 fue de 35HRa y para el 4140 fue de 31HRc que representa el doble equivalente en la escala HRa, con incrementos de 54.52% y 24.64% respectivamente, en comparación a los controles de cada aleación. La prueba de tracción se realizó únicamente en el acero 1018 por disponibilidad, en ella hubo una disminución del esfuerzo máximo en las probetas boruradas, por la falta de un postratamiento que tiene que ser en condiciones específicas mediante una atmósfera controlada y en un baño de sales fundidas por la susceptibilidad de la

capa borurada al choque térmico, por lo que se decidió evaluar las muestras y probetas de esta manera, con la respectiva consideración de un núcleo adecuado. Es en la prueba de microdureza es donde se distingue el alcance que tiene el borurado, para el acero 1018 se reportó un valor promedio en la capa endurecida de $1001.83\text{HV}_{0.3}$, lo que representa un incremento de 517.31% con respecto al núcleo del material, que como se mencionó es una gran diferencia que hace a la capa susceptible a agrietamientos o desprendimientos por deformaciones en el núcleo, pero es eficaz para aplicaciones sin altos requerimientos de compresión. A su vez, el acero 4140 reportó un promedio en la capa de $878.75\text{HV}_{0.3}$, lo que constituye un incremento del 188.90% con respecto al núcleo del material. Esta diferencia se debe a la buena templabilidad que tiene este acero, que aun con el enfriamiento en la caja de tratamiento, se obtuvo una estructura martensítica que se refleja en la dureza superficial alcanzada, que representaría una resistencia a la tracción alrededor de 985MPa, a pesar de que la microdureza en la capa del acero 1018 fue más alta que la del 4140.

El carburizado, fue satisfactorio en las aleaciones ferrosas propuestas. En ambas aleaciones presentaron la formación de cementita y perlita en la superficie. El acero 1018 presentó un espesor de capa promedio de $878\mu\text{m}$ y $990.67\mu\text{m}$, para 7 y 9h de tratamiento respectivamente, en el 4140 fue de $823.81\mu\text{m}$. La dureza promedio en el acero 1018 fue de 43.31 y 40.32HRc, para 7 y 9h de tratamiento respectivamente, la dureza reportada para el 4140 fue de 65.68HRc. Los incrementos que representan las durezas promediadas, con respecto al control de cada material, para el 1018 son de 135.14 y 78.41%, con 7 y 9h de tratamiento respectivamente, en el 4140 el incremento fue de 168.30%. Los ensayos de tracción realizados en el acero 1018 reportaron un esfuerzo máximo promedio de 876.7MPa, lo que supone un incremento del 47.87% con respecto al control. En los ensayos de microdureza el acero 1018 con 7h de tratamiento reportó un promedio de $548.67\text{HV}_{0.3}$ en la capa cementada y un incremento de 153.82% con respecto al núcleo, con 9h de tratamiento el promedio fue de $666.33\text{HV}_{0.3}$ y un incremento de 250.33% con respecto al núcleo, para el 4140 el promedio fue de $607\text{HV}_{0.3}$ y un incremento de 26.18% con respecto al núcleo. Nuevamente, la buena templabilidad del acero 4140 logró un mejor equilibrio entre la microdureza superficial y la del núcleo, lo que le brinda mejores capacidades para aplicaciones con mayores exigencias, que se refleja en la dureza superficial obtenida.

En cuanto al nitrurado no hubo presencia de nitruros en el acero SAE 1018, que era de esperarse por la falta de elementos de aleación. Para el acero SAE 4140 se encontraron rastros de la capa de compuestos, sin embargo, es irregular y en algunas partes no se formó. El valor promedio de la capa de nitruros es de $15.65\mu\text{m}$, pero los valores máximos y mínimos difieren demasiado. Por

otro lado, se puede observar cierto incremento en las capacidades del material, la dureza promediada en la superficie es de 37.114HRc que es un incremento de 39.35%, que es un promedio mayor al acero SAE 4140 borurado, recalcando que el acero para el niturado fue previamente templado y revenido, ya que la baja temperatura del tratamiento no tiene efectos importantes, al contrario de la temperatura establecida para el borurado. Para los ensayos de microdureza se observa el alcance del niturado, donde se promedió un valor de 853.16HV_{0.3} contra 428.75HV_{0.1}, que es un incremento de 98.99% con respecto al núcleo. Probablemente, la irregularidad del tratamiento se deba a problemas con el equipo o una temperatura insuficiente, que, aunque los elementos de aleación presentes en la aleación de este acero forman nitruros no se tiene Al que es el elemento más importante para este tratamiento, lo que pudo ser un factor para una formación tan irregular de la capa.

Tabla 6.1. Comparación de los tratamientos realizados en el proyecto.

Acero	Tratamiento	Espesor de capa μm	Dureza	Esfuerzo máximo MPa	Módulo de elasticidad MPa	Microdureza
SAE 1018	Borurado	107.87	35HRa	392.93	22686.67	1001.83HV _{0.3}
	Carburizado	878 - 990.67	43.31 - 40.32HRc	876.7	40160	548.67 - 666.33HV _{0.3}
SAE 4140	Borurado	117.51	31HRc	-	-	878.75HV _{0.3}
	Carburizado	823.81	65.68HRc	-	-	607HV _{0.3}
	Niturado	15.65	37.114HRc	-	-	853.16HV _{0.3}

En la tabla 6.1 se pueden observar las diferencias entre los distintos tratamientos analizados en el proyecto, a primera vista se podría decir que el tratamiento de carburizado tiene una mayor resistencia, pero es importante señalar que harían falta más pruebas para poder asegurarlo. Pruebas de desgaste pondrían a prueba las superficies de bajo coeficiente de fricción del borurado y niturado. También es importante ver la resistencia a la corrosión de las capas generadas, para tener una mayor perspectiva de comparación de las ventajas que presenta un tratamiento sobre otro. Por otro lado, se relacionaron parámetros teóricos basados en proyectos experimentales encontrados en la bibliografía ^{[10] [11] [12] [16]}, con el fin de proyectar a trabajos de investigación futuros, tal es el caso de la obtención de tiempos de incubación, energías de activación, constantes de crecimiento parabólico más precisos para estos aceros y los respectivos tratamientos. Finalmente corregir los inconvenientes que se presentaron en el presente proyecto, cuidando los procesos y postprocesos que sean necesarios, ejemplo de ello es la posibilidad de dar un tratamiento isotérmico «*autempering*» o «*martempering*» a las probetas boruradas con el fin de cuidar la integridad de la capa de compuestos.

Bibliografía

- [1] Askeland, D. R., Humberto, R. M., Fulay, P. P., Wright, W. J., & Lanto, J. H. (2016). *Ciencia e Ingeniería de Materiales* (7a ed.). México, D.F.: Cengage Learning.
- [2] Flores, J. M., Ing. (1996). *Aceros y sus Aplicaciones*. Nuevo León. Universidad Autónoma de Nuevo León. Capítulo 3, 4.
- [3] Barreiro, J. A. (2002). *Tratamientos Térmicos de los Aceros*. Madrid: CIE Dossat 2000. Capítulos 3, 12, 13.
- [4] *Acero al Cromo Molibdeno AISI 4140*. (2018). Revisado el 10 de Agosto de 2016, en la página: <http://www.tubosybarrashuecas.com/acero-al-cromo-molibdeno-aisi-4140>
- [5] Departamento Técnico. (s.f.). Revisado el 10 de Agosto de 2016, en la página: http://www.acerosfortuna.com.mx/hojas_tecnicas/aceros_de_baja_aleacion/4140.pdf
- [6] *Aceros al Carbón AISI 1018*. (s.f.). Revisado el 10 de Agosto de 2016, en la página: <http://www.tubosybarrashuecas.com/aceros-al-carbon-aisi-1018>
- [7] *1018 AISI*. (s.f.). Revisado el 10 de Agosto de 2016, en la página: <http://www.serviacero.com/archivos/1368201253.pdf>
- [8] Thornton, P. A., Colangelo, V. J. (1987). *Ciencia de materiales para Ingeniería*. México: Prentice-Hall.
- [9] Latjin, Y. M. (1973). *Metalografía y Tratamiento Térmico de Metales*. 3a ed. Moscú: MIR.
- [10] Somers, M. A. J. (2013). «*Nitriding and Nitrocarburizing; Current Status and Future Challenges*». En «*Heat Treat & Surface Engineering Conference & Expo 2013*», Chennai, India.
- [11] W. Fichtl. (1981). «*Boronizing and its Practical Applications. Materials in Engineering*», (Capítulo 2, páginas 276-286).
- [12] J. Merced, M. Vargas, A. Arenas, V. Gutiérrez, A. Herrera. (diciembre, 2016). *Energía de activación para la difusión del boro durante la borurización de un acero de bajo carbono*. Revista Iberoamericana de Ciencias, (Capítulo 3, páginas 18-27).
- [13] Keyser, C. A. (1986). *Técnicas de Laboratorio para Pruebas de Materiales*. Mexico: Limusa.
- [14] Hansen, M. «*Constitution of binary alloys*». 2. Ed. editorial New York: McGraw-Hill-Book Co. 1958.
- [15] SERVICIOS TÉRMICOS. (s.f.). *Nitrurado*. Revisado el 8 de octubre del 2018, en la página: <http://www.industrialelverde.com>

- [16] García, C. L. (enero de 2012). *Formulación numérica de la difusión del boro en capas duras de boruros de hierro formadas en una configuración cilíndrica de acero AISI D2*. Instituto Politécnico Nacional Escuela Superior de Ingeniería Mecánica y Eléctrica Unidad Azcapotzalco. Revisado el 8 de octubre del 2018, en la página:
<https://www.repositoriodigital.ipn.mx/bitstream/123456789/14466/1/SEPI%20ESIME%20UA%20.pdf>
- [17] Muñoz, Gherson P. (3 de febrero 2009). *Representación Esquemática De END Por Ultrasonidos*. Revisado el 8 de octubre del 2018, en la página:
http://www.mnve.mil.ve/web/index.php?option=com_content&task=view&id=112&Itemid=1
- [18] División de ingenierías – Campus Irapuato, Salamanca. (7 de octubre de 2016). *Unidad III - 1 Tratamientos Térmicos*. Revisado el 10 de diciembre del 2018, en la página:
<http://www.dicis.ugto.mx/profesores/balvantin/documentos>
- [19] Catillo, H. Y., Prof. (7 de septiembre de 2014). *Resistencia de Materiales 1A - Cap. 3 Propiedades Mecánicas*. Revisado el 10 de diciembre del 2018, en la página: <http://textos.pucp.edu.pe/>
- [20] ASTM. (3 de mayo de 2011). *Norma ASTM E8*. Revisado el 10 de diciembre del 2018, en la página:
<https://es.calameo.com/books/0005942431ace482fb097>
- [21] Hosford, W. F. (2005). «*Physical metallurgy*» (1a ed.). Boca Raton: Dekker/CRC Press.
- [22] ASTM. (22 de enero 2016). *Norma ASTM E112 - [documento DOC]*. Revisado el 10 de diciembre del 2018, en la página: <https://vdocuments.mx/norma-astm-e112-sp.html>
- [23] Fernández de Castro, M. G., Ing. (1999). *Boración de Aceros*. Madrid. Revisado el 10 de diciembre del 2018, en la página <http://oa.upm.es/130/1/05199904.pdf>
- [24] Universidad Nacional de la Plata, Facultad de Ingeniería, (30 de julio de 2013). *Capítulo 2: Ferrita, perlita y cementita*. Revisado el 10 de diciembre del 2018, en la página:
<https://www.ing.unlp.edu.ar/catedras/M0624/>
- [25] Verhoeven, J. D., Luna, O. S., & Banuet, G. S. (1987). *Fundamentos de Metalurgia Física*. México: Limusa Noriega.
- [26] Ferrando, R. P., Caballero, S. S., & Cantó, M. S. (02 de mayo de 2012). *Nuevos Aceros TWIP/TRIP en los Automóviles del Futuro*. 3Ciencias, (Revista de investigación). doi:
<https://riunet.upv.es/bitstream/handle/10251/29576/NUEVOS%20ACEROS%20TWIP-TRIP%20EN%20LOS%20AUTOMOVILES%20DEL%20FUTURO.pdf?sequence=1>
- [27] Gonzalez, M. (septiembre de 2015). Revisado el 10 de diciembre de 2018, en la página:
<http://azterlan.blogspot.com/2015/09/>