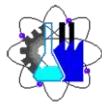




UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL
ESTADO DE MORELOS

FACULTAD DE CIENCIAS QUÍMICAS e INGENIERÍA

Programas educativos de calidad reconocidos por CIEES, CACEI y CONACYT
Certificada en la norma ISO 9001:2015



Facultad de Ciencias
Químicas e Ingeniería

Cuernavaca, Mor., a 22 de octubre del 2020.

FORMA T-4A NOMBRAMIENTO COMITÉ REVISOR

DR. ARTURO MOLINA OCAMPO
MTRO. ANDRÉS AGUILAR NEGRETE
DR. JESUS MARIO COLIN DE LA CRUZ
DR. HORACIO MARTINEZ VALENCIA
DR. BERNARDO CAMPILLO ILLANES

P R E S E N T E S

Me permito comunicarles que han sido designados integrantes del **COMITÉ REVISOR** del trabajo de:

TESIS

Titulado:

FORMACIÓN DE MICROESTRUCTURAS DUALES EN UN ACERO AL BAJO CARBONO ALEADO

Que presenta el **C. GARCIA VERGARA RICARDO**

Del programa educativo de: **INGENIERÍA MECÁNICA**

A T E N T A M E N T E
Por una humanidad culta

DRA. VIRIDIANA AYDEÉ LEÓN HERNÁNDEZ
DIRECTORA

(SE ANEXA FIRMA ELECTRÓNICA)

D I C T A M E N

DRA. VIRIDIANA AYDEÉ LEÓN HERNÁNDEZ

DIRECTORA DE LA FCQeI

P R E S E N T E

En respuesta a su amable solicitud para emitir DICTAMEN sobre el trabajo que se menciona, me permito informarle que nuestro voto es:

VOTO	NOMBRE	FIRMA
*	DR. ARTURO MOLINA OCAMPO	
*	MTRO. ANDRÉS AGUILAR NEGRETE	
*	DR. JESUS MARIO COLIN DE LA CRUZ	
*	DR. HORACIO MARTINEZ VALENCIA	
*	DR. BERNARDO CAMPILLO ILLANES	

**Aprobado por el comité revisor, se anexan firmas electrónicas*

Se expide el presente documento firmado electrónicamente de conformidad con el ACUERDO GENERAL PARA LA CONTINUIDAD DEL FUNCIONAMIENTO DE LA UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE MORELOS DURANTE LA EMERGENCIA SANITARIA PROVOCADA POR EL VIRUS SARS-COV2 (COVID-19) emitido el 27 de abril del 2020.

El presente documento cuenta con la firma electrónica UAEM del funcionario universitario competente, amparada por un certificado vigente a la fecha de su elaboración y es válido de conformidad con los LINEAMIENTOS EN MATERIA DE FIRMA ELECTRÓNICA PARA LA UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE ESTADO DE MORELOS emitidos el 13 de noviembre del 2019 mediante circular No. 32.

Sello electrónico

VIRIDIANA AYDEE LEON HERNANDEZ | Fecha:2020-10-22 19:22:21 | Firmante

e8F+mmmCOwpY1jorhGi5A8XKRfqUBbSjtJVdhgcv00NTfMslKA6a1eve+TqGCKdpnTZPRYFHQpYh6rWWukV9nZrG3R6xsPFOuYvCBUAo7q8xwMDqIaEmZkP4wUilBgl8uDj9Hc0GiDnPfE42iwcFNoaqzSPJfXJiOl6YMKCJA6XBv4JrqLalv2k8aKPEFANXoj76GgZCxEZqmWGc4uwrCabYpLVzqf63q7okQVIAYCUITBITQfAx85De89RfLrtBDVPps0PtgZqiP7+s11AS1Of6GmmBSoEMxkQ1Er8G5viUrDk4Ira6PMfC955blFRrfmgbDMf1frNGASyirEpA==

Puede verificar la autenticidad del documento en la siguiente dirección electrónica o escaneando el código QR ingresando la siguiente clave:



IAQuCB

<https://efirma.uaem.mx/noRepudio/vi4zRVzHEWnzsPL6mOjX4ZyBQOFBDbB4>



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL
ESTADO DE MORELOS

Se expide el presente documento firmado electrónicamente de conformidad con el ACUERDO GENERAL PARA LA CONTINUIDAD DEL FUNCIONAMIENTO DE LA UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE MORELOS DURANTE LA EMERGENCIA SANITARIA PROVOCADA POR EL VIRUS SARS-COV2 (COVID-19) emitido el 27 de abril del 2020.

El presente documento cuenta con la firma electrónica UAEM del funcionario universitario competente, amparada por un certificado vigente a la fecha de su elaboración y es válido de conformidad con los LINEAMIENTOS EN MATERIA DE FIRMA ELECTRÓNICA PARA LA UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE ESTADO DE MORELOS emitidos el 13 de noviembre del 2019 mediante circular No. 32.

Sello electrónico

ARTURO MOLINA OCAMPO | Fecha:2020-11-03 13:13:00 | Firmante

gbKYsKx8iSzc2obZXnvBxm/mfw03VllEzbqCd1EXdNu9i4OXqf4HOQgEmUpSfEieDxFLlxhb8qp+R3Uos9aaUwk01aihBNTx/EVYDtsnQPscvT/NwquwopjQwb+mc3SdWcQ4Gs+QaNRlbcnAzTTVh3TwSVUVPDTNmwNwQqU7AX4RGR86QzPPbkahBgdLaKPL0JgcEo+cfrHrsmSjG5eJvRipQ1JUItARiXl0m/51uU0wG6sGL/6b5LLazsPcTSW/NbtC0Abitn/sbYfGf/170kmSZn/BNGuz8fXNpcqHwhU/qmrpL8w90HbzdSyw8CP6xOtLzuBMDYc59UAcCQ==

JESUS MARIO COLIN DE LA CRUZ | Fecha:2020-11-03 14:25:24 | Firmante

kaQ6o29OAhGU3wwghx24CE4oPG3sUViq0zd5SfQUXY7K2ZejSxM0JNVeJbHdgo3NsQ7u9iE1hvfNlxUyQNTnXd5kiwFn3eRlaCYOv0IsQ3wVx7rPWjS7a+qn7T21FAGefsSJU43nStN/WXPWotphXBPE67Ht3UsSuiqVabB1JeB5SXFc4B2oYDLPbTe7Au3Bt061StMFd9+fERp1vzyfE8Si1W7etpXlot8zmKcW9S0tQ+OJcwEJrtQj5bFtEUbpbXaw+2ww+K5O0MOAEOI1Macv5DMFVX3T1taFnlXgB/TGwd7B9aHnNBHJu3SaLQx4aM55mfindHMfpFpg3alprw==

HORACIO MARTINEZ VALENCIA | Fecha:2020-11-03 15:58:38 | Firmante

dZTeX5uqdoMg0hDEhwHoGNRT0aOfFzkKMBirpZ4xe6qUEQGeWw8kRitW0X2EAKGlbAHl5FGbyagpvthdQmtesdsuTKMmvQevby/6GMnLZJQEk/bU0xHTklmv7SCsh2wuWK82L1eNG6cFXhyv/oEJv5d00KIMq3FInSySPqY4baaq8O48hnFz2rsOBVeZAl8HPSOTfLxvq0vLJeHDeujEuto2M337czAi2oPqlfDikwzadITNBmNjvo3Tufzp8j7qKkQj2AatO4q7XeJGwwGvVFEeo9hdbNKOSifvBwa+zGDAR9+Ry1MGcpCLXAb8LBH4DPMns20Rc/orZyFo0Q==

ANDRES AGUILAR NEGRETE | Fecha:2020-11-03 17:13:03 | Firmante

dYofGT2yt0QpvRCjkn6qQiAM0EfMhXVDxEySkktZjPaOJ6NZM74VUHZAruMqHE2nm/1vpP1z1fwbGM2dtRyg4bUwAJsv/NKbEZc6vkEX9BkIBUudtlxRJI42qM7Lpk/kpC5fMAZBfck9h9iN8Y9yL0d0/+pPTiXNOt87TFz/ykRHUIU5AAGHYtLH0nQaATBuliip1FnnZc4R2a5O1ng/gSmz51XlqDTJP6/wyV6PXmWkS22WGNhXUqhtbcvnrQSq/9F9McQuY1V5PehrZ+5dT3CY2BkyYib5/nkvY3szx2hFskRYuulCVP3fL71F7tREeVGGQqPHC5sNOFYwzPaGw==

BERNARDO FABIAN CAMPILLO ILLANES | Fecha:2020-11-04 08:50:42 | Firmante

cAtUJeTUXh9dLjB2W6sctHpun/AFM2hldWFe8ISYUhn0q/dlHej6AolDKBZKff8DNccgn7j6FZNZCBap8bS/9d6EnMsOI+dMcthLRAhPxx5p8yYB80qn//T9hQvDBd/zzvgSzSTNB6LXeZ+XYgDqlaMj4uy3wCaNaYg4zz/2sCDWiiMhp1A3sjUkz2mlyFN2gxJH2hSPKdYnDGBlu1wzn2Rd508bZzG89ZKTT3Xwu+h0S9v2GKnaQ3ZHcVnrFurgbdSbJLUvStXN/J8jmt+yJwZXWJTGhZry3WxBymv87ZHtleyXakZkwatL7Eex5ol9JzG5sKBewzZH4fn4wp92Vg==

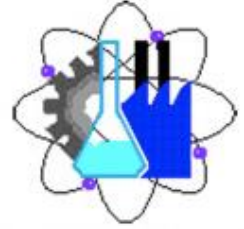
Puede verificar la autenticidad del documento en la siguiente dirección electrónica o escaneando el código QR ingresando la siguiente clave:



TVocKO

<https://efirma.uaem.mx/noRepudio/qzrhJISvhuLamD71WzMOvPGrpPvYGF>





**UNIVERSIDAD AUTONOMA DEL ESTADO DE MORELOS
FACULTAD DE CIENCIA QUIMICAS E INGENIERIAS**

**“FORMACIÓN DE MICROESTRUCTURAS
DUALES EN UN ACERO AL BAJO CARBONO
ALEADO”**

TESIS PROFESIONAL

**PARA OBTENER EL TITULO
INGENIERO MECANICO**

PRESENTA

Ricardo Garcia Vergara

ASESOR EXTERNO: Dr. Bernardo F. Campillo Illanes

ASESOR INTERNO: Dr. Horacio Martínez Valencia

CUERNAVACA MORELOS

ENERO 2021

Tabla de contenido

CAPITULO 1: INTRODUCCIÓN.....	5
1.1 INTRODUCCIÓN	5
1.2 OBJETIVO GENERAL	6
CAPITULO 2: ANTECEDENTES	7
2.1 INTRODUCCIÓN	7
2.2 COMPORTAMIENTO DE TRANSFORMACION DEL DIAGRAMA HIERRO CARBONO.....	8
2.3 CLASIFICACIÓN DE ALEACIONES FERROSAS SEGÚN EL PORCENTAJE DE CARBONO.....	10
2.4 ELEMENTOS DE ALEACIÓN	11
2.5 CLASIFICACIÓN NORMA AISI.....	12
2.6 CARACTERÍSTICAS GENERALES DE LOS ACEROS DE ALTA DEFORMABILIDAD Y RESISTENCIA	14
2.7 ACEROS CONVENCIONALES.....	16
2.7.1 ACEROS HSLA.....	16
2.7.2 ACERO LIBRE DE INTERSTICIALES (IF)	16
2.7.3 ACERO CON BAJO CONTENIDO DE CARBONO (MILD).....	17
2.7.4 ACEROS LIBRE DE INTERSTICIALES DE ALTA RESISTENCIA (IF+HS COMBINADO)	17
2.7.5 ACERO ENDURECIDO POR HORNO (BH).....	18
2.7.6. ACEROS AL MANGANESO (C-MN)	19
2.8. INTRODUCCIÓN A LOS ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA (AHSS).....	19
2.9. CLASIFICACIÓN DE LOS AHSS	20
2.9.1 ACEROS DE DOBLE FASE (DP)	21
2.9.2 ACEROS OBTENIDOS POR PLASTICIDAD INDUCIDA POR TRANSFORMACIÓN (TRIP)	22
2.9.3 ACEROS DE FASE COMPLEJA (CP).....	23
2.9.4 ACEROS MARTENSÍTICOS (MS)	24

2.9.5 ACEROS FERRITICOS-BAINÍTICOS (FB)	25
2.9.6 ACEROS DE PLASTICIDAD INDUCIDA POR MACLADO (TWIP).....	26
2.10 DIAGRAMAS DE ENFRIAMIENTO TTT Y CCT	26
2.10.1 DIAGRAMA DE TIEMPO, TEMPERATURA, TRANSFORMACION (TTT).....	27
2.10.2 DIAGRAMA DE ENFRIAMIENTO CONTINUO (CCT)	31
2.11 INTRODUCCIÓN A LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....	33
2.11.1 RECOCIDO.....	33
2.11.2 RECOCIDO DE ABLANDAMIENTO.....	34
2.11.3 RECOCIDO DE ALIVIO DE TENSIONES	34
2.11.4 RECOCIDO DE RECRISTALIZACIÓN.....	35
2.11.5 NORMALIZADO.....	35
2.11.6 TRATAMIENTO TÉRMICO INTERCRITICO.....	35
2.11.7 TEMPLE.....	37
2.11.8 TEMPLE NEUTRO.....	38
2.11.9 TEMPLE ESCALONADO BAINÍTICO	38
2.11.10 REVENIDO	39
2.12 METALOGRAFIA.....	39
2.13 ATAQUE QUÍMICO.....	41
2.14 PROPIEDADES MECÁNICAS	43
2.15 ENSAYO DE TRACCIÓN O DE TENSIÓN	43
2.16 DUREZA ROCKWELL	48
 CAPITULO 3: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	 54
3.1.- ACERO A ESTUDIAR	54
3.2.- CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DEL ACERO AISI 8620	54
3.3.- MICROSCOPIA ÓPTICA	56
3.4.- ENSAYO DE DUREZA.....	57
3.5.- ENSAYO DE TENSIÓN	58
3.6.- NORMALIZADO Y TEMPLADO.....	61
3.7.- TRATAMIENTOS TÉRMICOS	62

CAPITULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN	64
4.1 INTRODUCCIÓN	64
4.2 RESULTADO DE COMPOSICIÓN QUÍMICA.....	64
4.3 RESULTADO DEL DISEÑO DE LOS PROCESOS TÉRMICOS	65
4.4 RESULTADO DE ENSAYOS DE TENSIÓN	69
4.5 RESULTADO DE ENSAYOS DE DUREZA.....	70
4.6 RESULTADO DE ANÁLISIS METALOGRÁFICO.....	72
CAPITULO 5: CONCLUSIONES.....	82
REFERENCIAS.....	83

Agradecimientos a:

Dr. Bernardo campillo Illanes, por su apoyo y asesoría para la realización del presente trabajo, así como la dedicación y paciencia para ayudarme a comprender los resultados obtenidos.

Dr. Osvaldo Flores Cedillo, por su conocimiento en tratamientos térmicos y apoyo técnico en la manipulación y adquisición de resultados mecánicos.

Dr. Horacio Martínez Valencia, por su conocimiento académico y por ofrecerme la oportunidad de iniciar el presente trabajo y concluirlo.

Ing. Héctor Hugo Hinojosa Galván, por su excelente ayuda técnica en cortado de piezas y maquinado de probetas.

Laboratorio de posgrado de la UNAM, que me permitió utilizar los equipos para realizar pruebas mecánicas.

Instituto de Ciencias Físicas, por ofrecerme instalaciones brindadas para hacer más fácil el presente trabajo.

Agradecimiento especial por el apoyo recibido a los proyectos: UNAM-PAPIIT IT-102619

CAPITULO 1

INTRODUCCIÓN

1.1 INTRODUCCIÓN

El acero es una combinación formada entre el Fe y C, así como otros elementos en menor proporción como Si, Mn y Cr. Este material por sus diversas propiedades y características es uno de los materiales más utilizados en el mundo después del cemento.

Existe una familia llamada aceros convencionales (aceros creados en los años 50s y 60s), en general es un acero al C no aleado, laminado en frío y/o en caliente, y con un bajo contenido de C. Después de los aceros convencionales se crearon los aceros de alta resistencia con elementos microaliantes en su composición (AHSS de las siglas en inglés), y que presentan un gran equilibrio-combinación entre resistencia a la tensión, ductilidad y estampabilidad, esta resistencia se logra gracias a la coexistencia de fases blandas y fases duras en la microestructura final.

Los aceros doble fase (DP de las siglas en inglés) pertenecen a una familia de aceros particulares a los aceros microaleados, y que poseen una buena resistencia mecánica, con una buena respuesta al endurecimiento y así como también una adecuada tenacidad a la fractura. Por lo que estos aceros son utilizados principalmente en la industria para fabricar componentes como engranes, chasis, parachoques, ruedas de disco, etc.

Para lograr que estos aceros obtengan dichas propiedades mecánicas es necesario de ciclos de calentamientos y enfriamientos suficientemente rápidos, con la finalidad de modificar su microestructura. Los aceros DP constan de una microestructura por lo general conformada de islotes de martensita incrustados en una matriz de ferrita blanda y dúctil.

Actualmente la tendencia de los aceros microaleados comerciales y existentes en el mercado, es que se ha logrado es a través de procesos termomecánicos controlados y un buen control durante el enfriamiento, y lograr potenciarlos a ser modificados microestructuralmente y obtener múltiples fases. Y por consiguiente aumentar sus propiedades mecánicas, y así generar aceros de alta resistencia y con fases más fáciles de mover-identificar-establecer, y de esta forma generar aceros multifacéticos y de varias aplicaciones.

1.2 OBJETIVO GENERAL

Estudiar y evaluar las propiedades mecánicas en un acero de baja aleación comercial de bajo C (AISI 8620), y su respuesta al ser sometido a ciclos térmicos de calentamiento y enfriamiento en la región intercrítica, con el propósito de convertir este acero en un acero de DP mediante la producción de una microestructura compuesta principalmente de martensita y de ferrita.

CAPITULO 2

ANTECEDENTES

2.1 INTRODUCCIÓN

El acero, debe de tener una cantidad superior al 0.008% pero menos del 2.11% de carbono, está compuesto de hierro puro y metaloides (C, S, P, Si) y metales variables (Mn, Cr, Ni), estos elementos son los que dan sus características más importantes. Son muchas las propiedades que hacen del acero unos de los materiales más utilizados en todos los proyectos de construcción, algunas de ellas son su durabilidad, flexibilidad y alta resistencia. Sin embargo, hay dos características principales: la alta resistencia y alta ductilidad. [1]

Existen diversos aceros para múltiples fines, más de la mitad del acero producido en todo el mundo se destina a la construcción y a la producción de infraestructuras, y aproximadamente el 15% del acero producido en el mundo se destina para satisfacer las necesidades de transporte, estructuras carreteras, puentes, puertos y aeropuertos. Los aceros de alta resistencia se utilizan casi para todos los vehículos nuevos, las nuevas calidades del acero permiten a los fabricantes de automóviles reducir el peso del vehículo en un 25-39% en comparación de los aceros convencionales. [2]

En este capítulo se introduce una breve clasificación de los aceros y sus propiedades mecánicas con un enfoque principalmente dirigido a los aceros de doble fase, y además se enfatiza la importancia de estos aceros que son usados en la industria del transporte en general. Debido al interés manifiesto e importancia en el desarrollo y aplicación de aceros para este tipo de industria, existen avances considerables con el fin de obtener aceros más ligeros con énfasis en su aplicación y uso en la industria automotriz. Tomando en cuenta las propiedades tales como:

su resistencia a la fatiga, su tenacidad y su resistencia máxima en tracción, estas no disminuyan del todo, y además que en ocasiones se mejore su resistencia a la corrosión atmosférica. Obtener estas propiedades mecánicas a partir de aceros conocidos como de alta resistencia y baja aleación (HSLA, por sus siglas en inglés) y/o microaleados, a resultado no del todo factible. Considerando la densidad de los aceros, sin tener que aumentar su volumen, la tendencia ha sido desarrollar aceros alternativos, buscando una alta resistencia. Que ha permitido lograr una sustitución de aceros convencionales (se refiere a los aceros creados en los años 50s y 60s) utilizados en la industria automotriz. [3]

2.2 COMPORTAMIENTO DE TRANSFORMACION DEL DIAGRAMA HIERRO CARBONO

Las estructuras cristalinicas del hierro puro a temperatura ambiente es ferrita o también llamado hierro alfa (α), a temperaturas más altas la estructura de la ferrita es inestable y se transforma en una estructura cubica centrada en la cara, que pertenece a la austenita o también llamada hierro gamma (γ). A temperatura incluso más altas, la estructura austenita podría volverse a transformar en hierro delta (δ). Representa las estructuras cristalinicas o fases de los aceros al carbón en un estado de equilibrio que son determinados por un enfriamiento muy lento a partir de un material de fundido. Este no es un punto de vista realista de las fases microestructurales que existen durante los procesos de fabricación normales por que las tasa de calentamiento y enfriamiento afectan significativamente las temperaturas a las que se producen la transformaciones de las sugeridas. Este efecto se puede ver en la diferencia de temperaturas entre la A1, el equilibrio más baja a temperatura de transformación, y Ar1, la temperatura de transformación inferior al enfriar. Aunque no se muestra, también hay una temperatura de transformación más baja tras el calentamiento. Ac1, que es algo mayor que A1. [4]

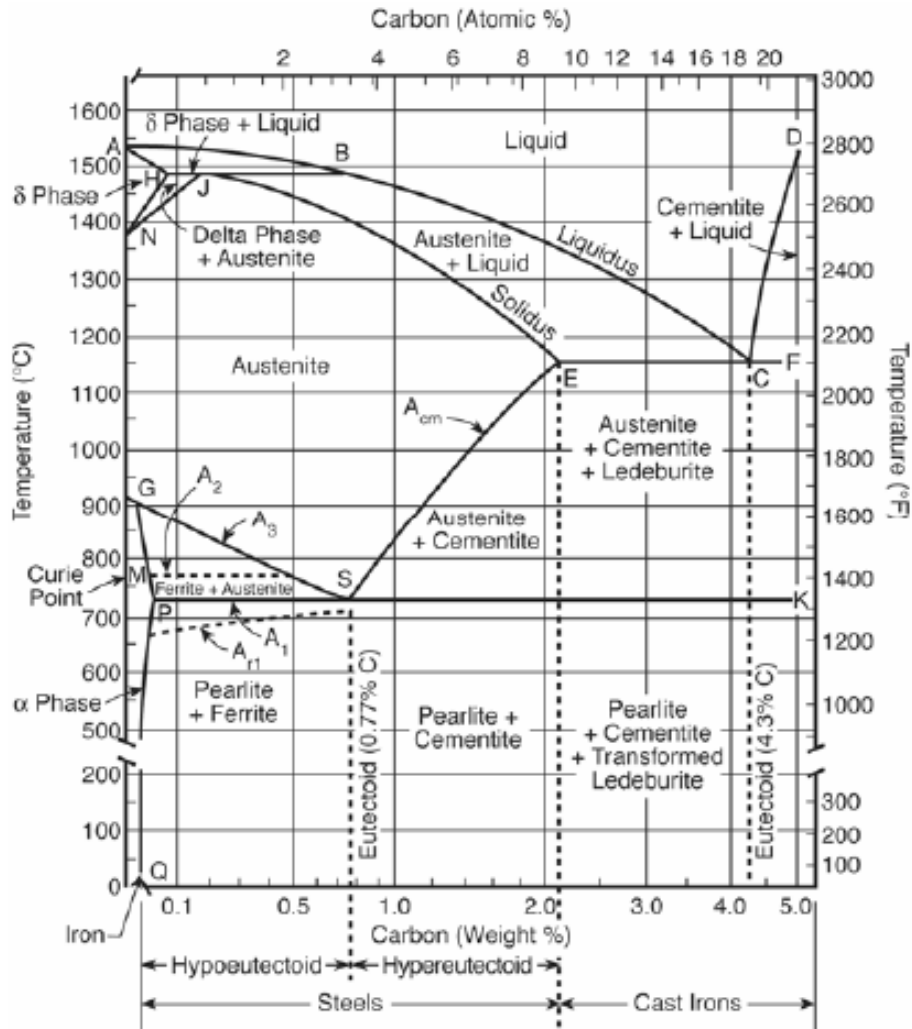


Figura 2. 1 Diagrama de fases hierro-carbón [carbón Steel Handbook]

Las temperaturas A_{c1} representan el punto de inicio de la transformación entre la ferrita y la austenita y tras el calentamiento. El diagrama de fases (vea figura 2.1). También muestra un equilibrio de transformación superior a la temperatura A_3 . De manera similar a las variaciones observadas para A_1 , también hay temperaturas de transformación superiores sobre calefacción y refrigeración A_{c3} y A_{r3} , respectivamente. La Temperaturas de transformación indica los puntos en los que la estructura se convierte en una forma inestable y comienza a sufrir una transformación a una estructura cristalina diferente. [4]

2.3 CLASIFICACIÓN DE ALEACIONES FERROSAS SEGÚN EL PORCENTAJE DE CARBONO

El acero se obtiene de la aleación hierro con carbón, el acero aleado es un acero que se le añade elementos de aleación adicionales al carbón. Al acero que está formando simplemente por hierro y carbón se le suele llamar acero al carbón. Las aleaciones denominadas ferrosas tienen al hierro como principal componente, aunque puede contener carbono y otros elementos de aleación, la clasificación de las aleaciones ferrosas según el contenido de carbono comprende en tres grupos:

1. Fierro
2. Acero
3. Fundición

Poseen un amplio rango de microestructuras y propiedades asociadas.

El Fe puro contiene menos del 0.008% de C, y en el diagrama de equilibrio, comprende en la fase ferrita (α) a temperatura ambiente.

Las aleaciones de Fe-C que contiene entre el 0.0008 al 2.11% en peso de C se clasifican como aceros. Si contienen. Además, otros elementos de aleaciones ese contenido máximo de C puede disminuir, La microestructura de la mayoría de los aceros consiste en las fases α y Fe₃C. Aunque un acero puede contener como máximo un 2.11% en peso de C, en la practica la concentración de C raramente excede del 1.0%

La fundición se define como las aleaciones ferrosas que contiene entre el 2.11% al 6.7% de C, sin embargo, las fundiciones comerciales normalmente contiene menos de 4,5% de carbono. [5]

2.4 ELEMENTOS DE ALEACIÓN

El C como elemento primordial en las aleaciones con Fe y cuando está presente en una aleación además de Fe, aumenta la cantidad de fases como la perlita y la martensita en su microestructura. Estas fases son de las más importantes en el endurecimiento de los aceros por su efecto y que su proceso es relativamente de bajo costo, sin embargo, cuando hay altos contenidos de C este reduce la tenacidad del acero y disminuye su soldabilidad.

El Mn es uno de los principales elementos que contribuyen al endurecimiento en los aceros al C y aleados, esto es más evidente cuando se presentan cantidades mayores del 1%. Trabaja como un endurecedor por solución sólida en la ferrita, sin embargo promueve una disminución en la temperatura de transformación austenita-ferrita. Cuando las aleaciones contienen Mn + V y/o Nb mejora considerablemente su endurecimiento por la precipitación que estos inducen.

El Cr en combinación con el Cu promueve un aumento en la resistencia a la corrosión, además de ser un elemento que contribuye al endurecimiento del acero.

El Nb este contribuye a la formación de nitruros y/o carburos p aun importantes los carburos. Es un elemento bastante practico en la prevención de la recristalización de la austenita, y en crear la formación de granos alargados el cual da lugar a los granos de ferrita fina, este elemento en cantidades bajas entre los (0.03-0.05%) incrementa la resistencia al revenido; debido a la combinación del endurecimiento por precipitación y el refinamiento de grano. El Nb refina el grano más eficientemente que el V, ya que el carburo de niobio (Nb C) es más estable en la fase austenítica a las temperaturas del laminado.

El Mo incrementa el endurecimiento cuando se requiere otras microestructuras diferentes a la ferrita o perlita, el Mo aumenta la solubilidad del Nb en la austenita, en cantidades de (0.15 a 0.3%), igualmente mejora la precipitación de Nb(C, N) en la ferrita. Además el Mo ha mostrado unirse a los precipitados de Nb(C, N), los cuales aumentan la resistencia al revenido.

El Si trabaja como desoxidante durante la refinación del acero en estado líquido. Posee un efecto en el aumento de la resistencia al revenido mediante el endurecimiento por solución sólida. [6]

El Al es utilizado como desoxidante y se ha utilizado para controlar el crecimiento de granular y/o dendritas durante la solidificación del acero. Además es un fuerte formador de nitruros de Al, el cual también promueve el control del tamaño de grano

El Cu en cantidades aproximadas al 0.2%, se utiliza para suministrar resistencia a la corrosión atmosférica, este aumento de resistencia a la corrosión puede ser incrementada si en los elementos aleantes está presente el P.

El Ni aumenta considerablemente la resistencia por endurecimiento por solución solida de la ferrita, también mejora la resistencia a la corrosión atmosférica y en condiciones de humedad y cloruros mejora en presencia del Cu o P.

El P es un elemento que produce endurecimiento por solución solida de la ferrita, también mejora la resistencia a la corrosión, sin embargo ocasiona una disminución en la ductilidad. El P en cantidades de 0.05% en presencia en una aleación puede causar que las fronteras de grano previas a la austenita se fragilicen por segregación. También ese elemento aumenta la resistencia a la corrosión atmosférica. [6]

2.5 CLASIFICACIÓN NORMA AISI

La norma del instituto americano del hierro y el acero (AISI, por sus siglas en ingles), utiliza un esquema general para realizar la especificación de los acero mediante 4 números.

Además de los números, las especificaciones de AISI pueden incluir un prefijo mediante letras para indicar el proceso de manufactura.

AISI XXYZ

EL significado de los anteriores campos de numeración es la siguiente:

XX: Indica el tanto por ciento (%) en contenido de carbono (C) multiplicando por 100;

Y: Indica, para el caso de aceros de aleación simple, el porcentaje aproximado del elemento predominante de aleación;

Z: Indica el tipo de acero (o aleación). Los valores que puede adoptar Z son los siguientes:

Z=1: si se trata de aceros al Carbono (corriente u ordinario);

Z=2: si se trata de acero al Níquel;

Z=3: para aceros al Níquel-Cromo;

Z=4: para aceros al molibdeno, Cr-Mo, Ni-Mo, Cr-Mo;

Z=5: para aceros al Cromo;

Z=6: si se trata de aceros al Cromo-Vanadio;

Z=7: si se trata de acero al Tungsteno-Cromo;

Z=8: para aceros al Ni-Cr-Mo.

Como ya se indicó, la anterior designación puede también contener letras adicionales para indicar lo siguiente.

E: Para indicar fusión en horno eléctrico básico.

H: para indicar grado de acero con templabilidad garantizada.

C: Para indicar fusión en horno por arco eléctrico básico.

X: Para indicar alguna desviación del análisis de norma.

TS: Para indicar que se trata de una norma tentativa.

B: Parara indicar que se trata de grado de acero con un probable contenido mayor de 0.0005% en Boro.

LC: Para indicar grado de acero con extra-bajo contenido de carbono (0.03% Max).

F: Grado de acero automático.

No obstante, la composición de los aceros no es exacta, si no que existe un rango de tolerancia aceptable en referencia a los valores indicados en normas o catálogos. [7]

2.6 CARACTERÍSTICAS GENERALES DE LOS ACEROS DE ALTA DEFORMABILIDAD Y RESISTENCIA

En la actualidad se están reemplazando las aleaciones de acero que se emplean para la fabricación de componentes de automóviles, como el chasis, taloneras y refuerzos laterales. Para mejorar las propiedades mecánicas se están utilizando los aceros denominados avanzados de alta resistencia de 3era generación (AHSS, por sus siglas en inglés). Estos poseen un límite elástico mayor de 550 Mpa y un valor de fractura de 700 MPa, (ver figura 2.2), y una adecuada tenacidad. Mientras que los aceros denominados convencionales de alta resistencia (HSS por sus siglas en inglés) poseen límites elásticos que varía entre los 210 y 550 Mpa con un valor de fractura entre los 270 y 700 Mpa. [8]

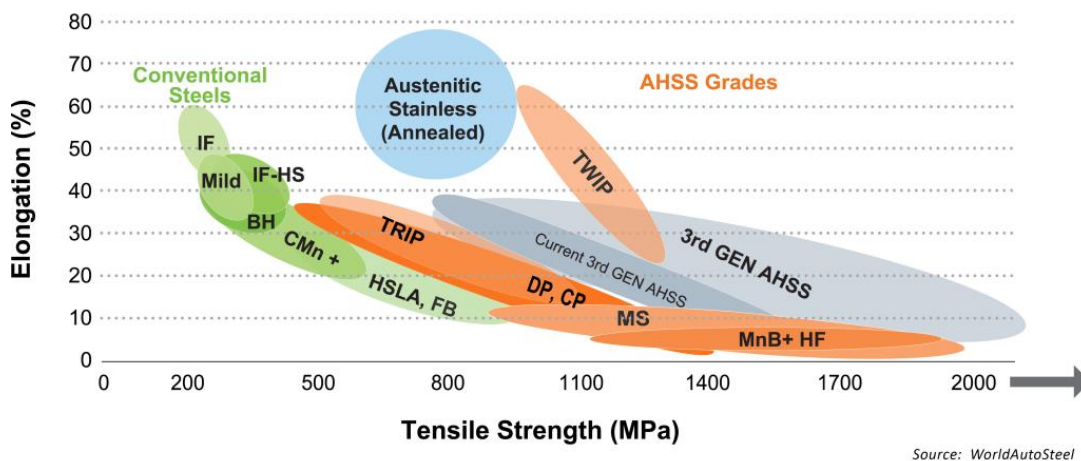


Figura 2.2 Grafica de deformación contra esfuerzo de aceros ferríticos – austénicos. (OTEA Observatorio Tecnológico del Metal, aceros avanzados de alta resistencia)

Estos aceros convencionales, corresponden a una serie de aceros derivados a partir de microestructuras de ferrita (F), mezclas de ferrita-perlita (F+P), y transformados térmicamente o mediante procesos de deformación plástica combinada, (termo-mecánicos) etc. De estos aceros pertenecen los aceros IF, C-Mn, BH, HSLA, etc. con diversos tenores de resistencia a la tracción (200-800 MPa) dependiendo de su procesamiento, ciclos térmicos, de su aplicación, etc. Primordialmente poseen una microestructura cuasi-monofásica con una matriz primordialmente compuesta de ferrita y trazas de perlita. Mientras que los aceros de mayor resistencia y tenacidad como los aceros de transformación plástica inducida (TRIP siglas en ingles), los de doble Fase (DP), AHSS y otros aceros derivados como los DP, y otros más (MS, CP, etc.) incluyendo los aceros AHSS, tienen múltiples fases que contienen ferrita, martensita y bainita, y en ciertos casos hasta austenita retenida, lo cual impacta en una gran variedad de propiedades mecánicas. A continuación se muestra una tabla con distintos aceros de alta resistencia mostrando su límite elástico y resistencia a la tracción (ver tabla 2.1). [9]

Tabla 2.1 Se muestra la comparación esfuerzo de sedancia, UTS y elongaciones de distintos aceros (International Iron and steel institute)

Steel Grade	YS (MPa)	UTS (MPa)	Tot. EL (%)
HSLA 350/450	350	450	23-27
DP 300/500	300	500	30-34
DP 350/600	350	600	24-30
TRIP 450/800	450	800	26-32
DP 500/800	500	800	14-20
CP 700/800	700	800	10-15
DP 700/1000	700	1000	12-17
MS 1250/1520	1250	1520	4-6

2.7 ACEROS CONVENCIONALES

Los aceros convencionales son aceros con bajo contenido de C no aleados, normalmente laminados en caliente como en frío. El reducido contenido de C le proporciona una buena característica para ser deformado por prensa/forja. Sin embargo esto produce un límite elástico demasiado bajo, una de las desventajas de la deformación de este material es que se producen “abolladuras” y/o defectos superficiales en las láminas con cierta frecuencia, esto se compensa haciendo láminas de un calibre más grueso [10].

2.7.1 ACEROS HSLA

Los aceros de alta resistencia y de baja aleación (HSLA, por sus siglas en inglés) y que se endurecen mediante procesos combinados de deformación en caliente (laminación) a alta temperatura, y que como resultado del procesamiento se endurecen por mecanismos de procesos de precipitación y refinación del tamaño de grano. Como resultado se obtiene un acero de alta resistencia con bajos porcentajes de aleantes (partes por millón-ppm- de Ti, V, Nb principalmente) y mejoras substanciales en su soldabilidad. [8]. La composición química de estos aceros ha ido variando con el tiempo hasta arribar a los aceros microaleados en general más aceptados actualmente, que puede variar para diferentes fines de aplicación y para satisfacer propiedades mecánicas necesarias y/o requeridas. [11]

2.7.2 ACERO LIBRE DE INTERSTICIALES (IF)

Este acero introducido en la década de los 70's, es conocido por su alta calidad para aplicaciones de embutido profundo, tiene una amplia gama de aplicaciones desde estructuras automotrices hasta componentes electrónicos. Los aceros libres de intersticiales (IF, por si siglas en inglés) son producidos a partir de un acero de

bajo C, con pequeñas adiciones de Ti y Nb como elementos microaliantes, y estos aceros teóricamente no tienen átomos intersticiales como C, H, O, N o B, que permanece en partes por millón o billón. Tiene características como alta formabilidad o estampabilidad, así también propiedades de no envejecimiento. Estos aceros se distinguen por sus altos valores de elongación uniaxial, un coeficiente de anisotropía normal y un exponente de endurecimiento por deformación, superiores a los aceros ordinarios de bajo C. [12]

2.7.3 ACERO CON BAJO CONTENIDO DE CARBONO (MILD)

Los aceros de bajo contenido de carbono (MILD, de las siglas en inglés) son los cuales tienen como máximo 0.25% de C. Las características de este acero es su soldabilidad describe la relativa facilidad o ductilidad con la que el acero puede ser soldado, siendo la soldabilidad una propiedad compleja, ya que abarca la compatibilidad metalúrgica del metal con un proceso de soldadura específica, se utiliza normalmente en trabajos en caliente para maximizar la ductilidad. [13]

2.7.4 ACEROS LIBRE DE INTERSTICIALES DE ALTA RESISTENCIA (IF+HS COMBINADO)

Estos aceros fueron producidos con el fin de obtener un excelente equilibrio entre la estampabilidad y la resistencia mecánica, el endurecimiento se deriva del efecto del Mn, Si y P en la ferrita en solución sólida. La metalurgia de estos aceros permite optimizar la estampabilidad, pues se obtienen características como un elevado coeficiente de anisotropía derivado en su comportamiento durante su procesamiento, y como consecuencia de esta direccionalidad obtenida, es factible obtener niveles de estampabilidad profunda y hasta ultra-profunda. Una baja relación Re/RM (límite elástico dividido por la resistencia a la tracción) y alto coeficientes de endurecimiento lo que le proporciona una distribución de las

deformaciones. Un ejemplo de la microestructura de un acero libre de intersticiales se muestra en la figura 2.3 [14].

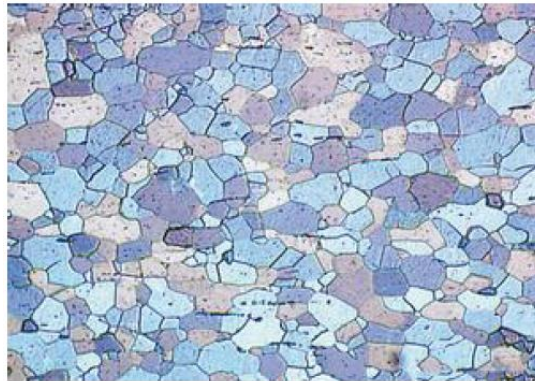


Figura 2.3 Microestructura del grado IF 180 (Catalogo de productos de Arcelo Mittal)

2.7.5 ACERO ENDURECIDO POR HORNO (BH)

La composición de estos aceros y el proceso de fabricación están diseñados para obtener un aumento significativo de resistencia a la deformación durante el proceso de tratamiento térmico a baja temperatura, ofrece una respuesta adecuada a las necesidades de la carrocería de un automóvil. A continuación se muestra la microestructura de un acero endurecido por horno. [14]

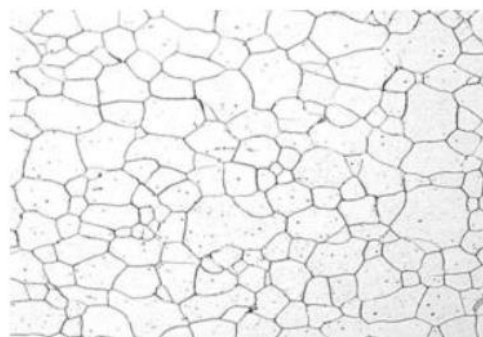


Figura 2.4 Microestructura de grado 180 HB (Catalogo de productos de Arcelo Mittal)

2.7.6. ACEROS AL MANGANESO (C-MN)

Este acero también llamado acero de Hadfield por su inventor Sir Robert Hadfield en 1882. Se trata de un acero austenítico con un contenido de C de 1.2% y Mn de 12%, los aceros Hadfield combinan alta dureza y ductilidad con una alta capacidad de endurecimiento, este acero posee una peculiar capacidad de endurecimiento por deformación plástica por lo que estos aceros son utilizados donde se requiera una buena resistencia al impacto y resistencia a la abrasión.

Los aceros al Mn presentan principalmente una microestructura monofásica de austenita, que es capaz de elevar la dureza desde 180 hasta 900 Brinell sin presentar transformación martensítica. La composición química le permite tener un mecanismo de endurecimiento solo por acumulación de dislocaciones por absorción de energía, por esta razón los aceros evolucionan adquiriendo una superficie dura manteniendo su centro tenaz. [15]

2.8. INTRODUCCIÓN A LOS ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA (AHSS)

Otra familia de aceros son los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), su desarrollo ha sido posible gracias a la capacidad de controlar con precisión la velocidad de enfriamiento del acero. Los motivos principales de la aparición de estos aceros es disminuir la densidad del acero, con esto incrementar los niveles de seguridad, de tal manera que aumente la absorción de energía en los impactos y mejorar la soldabilidad. También poseen un incremento en la eficiencia del consumo de los combustibles por ser más ligero, por ende se reduce las emisiones de gases de efecto invernadero. Estos aceros son principalmente utilizados en la estructura-carrocería en los automóviles, ya que se facilita por sus características el conformado del acero, y esto por la razón que las secciones obtenidas son relativamente menores en comparación con los aceros convencionales. [16]

2.9. CLASIFICACIÓN DE LOS AHSS

La fabricación de los AHSS tiene un mayor grado de complejidad en comparación de los aceros convencionales. El control en los procesos de fabricación debe de ser muy rígido y controlado, más que los que se siguen en los aceros convencionales de alta resistencia. Pues se basan en los resultados de las fases y precipitados, que se producen en las distintas etapas de su procesamiento que generan microestructuras muy complejas. En el grupo de los AHSS se encuentran los siguientes aceros: [9, 14]

- Doble Fase (DP)

- Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP)

- Fase Compleja (CP)

- Martensíticos (MS)

- Ferríticos-Bainíticos (FB)

- Plasticidad Inducida por Maclado (TWIP)

2.9.1 ACEROS DE DOBLE FASE (DP)

Los aceros doble fase (DP, de las siglas en inglés) se distinguen por un gran equilibrio entre su resistencia y su conformabilidad. Este equilibrio es obtenido gracias a la microestructura obtenida, que consiste en una fase dura de martensita dispersa en forma de islotes, y una matriz de ferrita dúctil. La resistencia obtenida por la deformación de estos aceros es considerable.

Esta propiedad les aporta una de distribución de las deformaciones que favorecen el fácil estampado, ya que coexiste una fase blanda y una fase dura, por lo tanto una característica que adquieren estos aceros sin conformar es un límite elástico aún mayor. Al incrementar fracción volumétrica de la segunda fase dura de martensita, generalmente se incrementa su resistencia. Estos aceros DP son producidos mediante enfriamientos controlados desde la fase austenítica o también desde la fase compuesta por ferrita + austenita. Se puede encontrar otras fases como bainita y/o austenita retenida debido al proceso de producción. [17], [9]. [18]

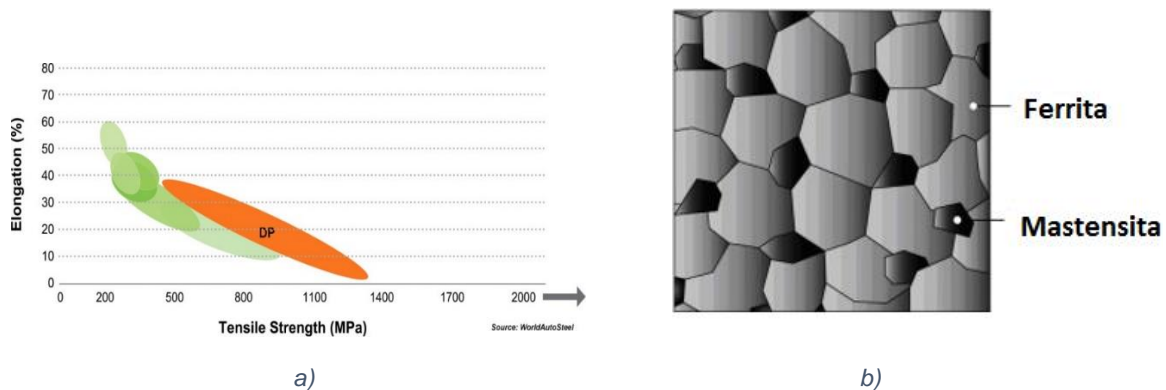


Figura 2.5 a) grafica de resistencia a la tracción vs porcentaje de elongación del grupo de aceros doble fase.
b) microestructura de un acero DP, se muestra la martensita y la matriz ferrita. (OTEA Observatorio Tecnológico del Metal, aceros avanzados de alta resistencia)

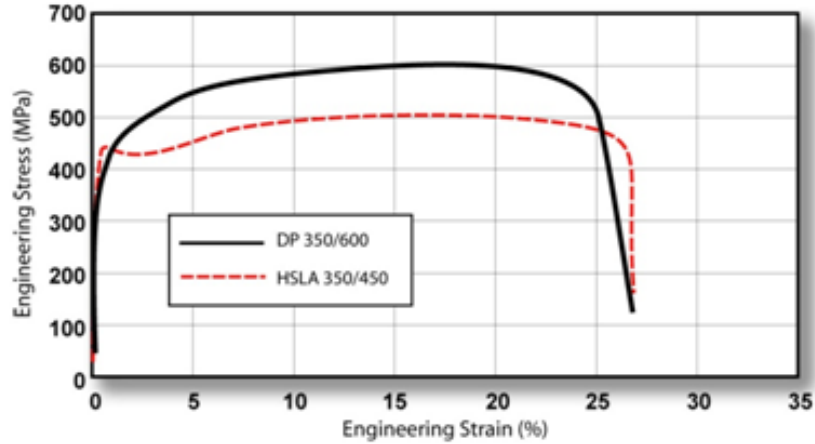


Figura 2.6 Gráfica comparativa de esfuerzo-deformación de dos aceros distintos un HSLA y un DP. (OTEA Observatorio Tecnológico del Metal, aceros avanzados de alta resistencia)

2.9.2 ACEROS OBTENIDOS POR PLASTICIDAD INDUCIDA POR TRANSFORMACIÓN (TRIP)

Estos aceros (TRIP, de las siglas en inglés) es un tipo de acero que posee varias fases en su microestructura, similares a los aceros DP, sin embargo los aceros TRIP, la fase ferrítica y bainítica conforman la matriz y también tienen islotes o regiones de martensita y austenita retenida (AR) , y poseen una cantidad mínima de 5% de AR. Las fases de bainitas y de martensita son las principales encargadas de otorgar al acero de una alta resistencia. Con esta combinación de fases se generan propiedades mecánicas muy atractivas para la industria automotriz. [19]

Los principales objetivos para la obtención de una microestructura TRIP, es la obtención de la suficiente AR en la microestructura, con el fin de obtener como resultado final un estructura multifasica con AR, esto se logra modificando ligeramente el tratamiento termo mecánico de los aceros de DP por inducción de un tratamiento isotérmico bainítico. [19]

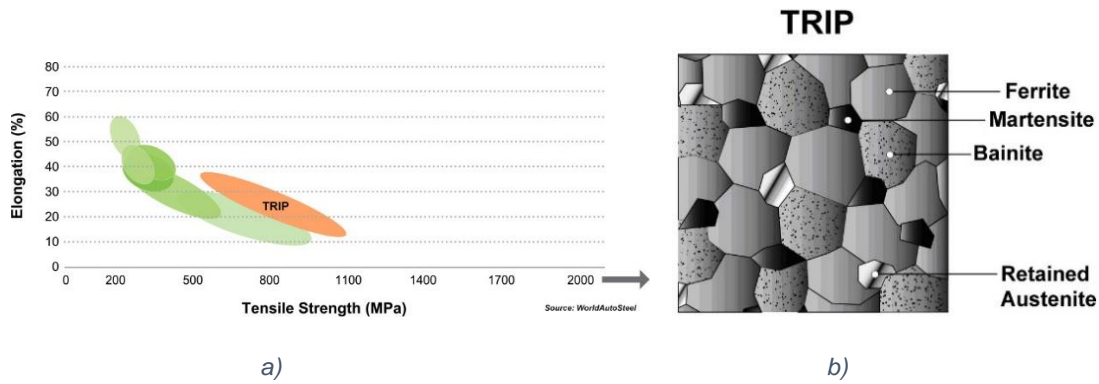


Figura 2.7 a) Grafica resistencia a la tracción-porcentaje de elongación. b) Se muestra las diferentes fases de una microestructura de un acero TRIP. (OTEA Observatorio Tecnológico del Metal, aceros avanzados de alta resistencia)

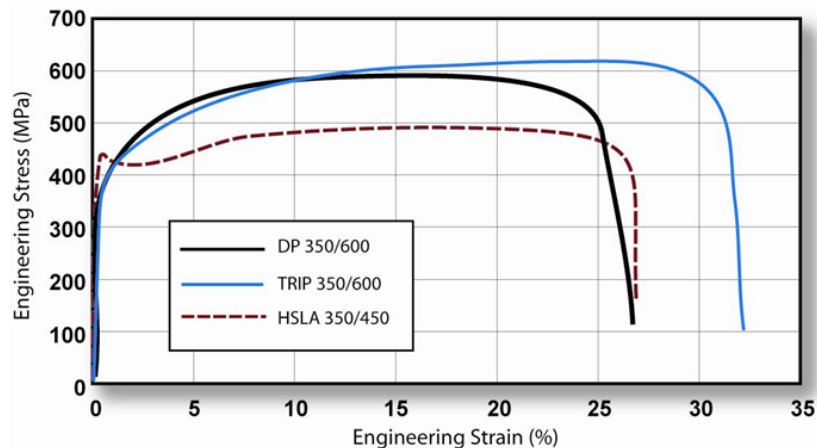


Figura 2.8 Grafica esfuerzo-deformación de tres distintos aceros HSLA, DP y TRIP. (OTEA Observatorio Tecnológico del Metal, aceros avanzados de alta resistencia)

2.9.3 ACEROS DE FASE COMPLEJA (CP)

La familia de los aceros de fase compleja (CP, de las siglas en inglés) permiten realizar elementos estructurales livianos mediante procesos de conformado en frío, este material es el indicado para reforzar puertas y armazones de automóviles. Estos aceros obtienen su alta resistencia debido a pequeñas cantidades de

martensita, austenita retenida y también perlita, estas componen la microestructura combinada que son las que le imparten las propiedades al acero, esta fase compuesta de martensita y envuelta por una fase blanda compuesta de ferrita y bainita. [9]

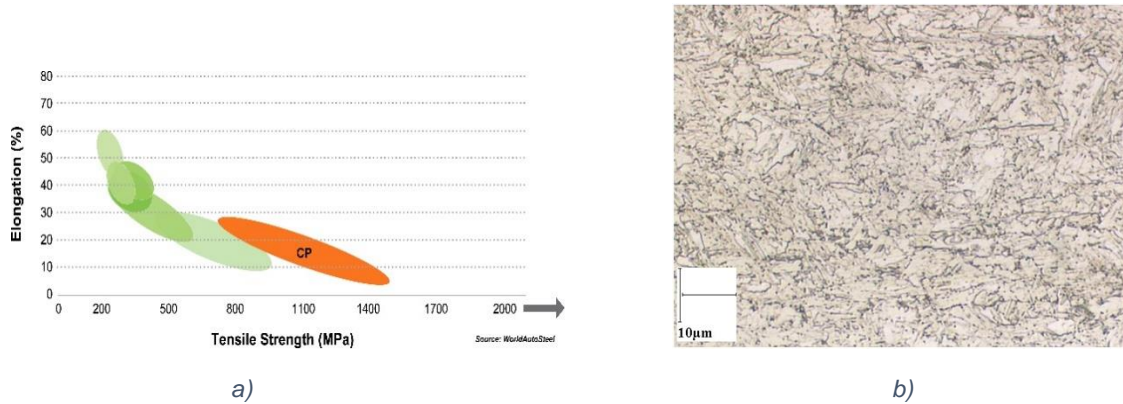


Figura 2.9 a) Grafica Resistencia a la tracción-porcentaje de deformación. b) Microestructura de un CP 800/1000. (OTEA Observatorio Tecnológico del Metal, aceros avanzados de alta resistencia)

Poseen un grano muy fino producido por una recristalización, estos aceros poseen un límite elástico mayor en comparación de los aceros DP con una misma resistencia a la tracción y además estos aceros tienen una muy buena capacidad de resistencia al impacto [18]

2.9.4 ACEROS MARTENSÍTICOS (MS)

Los aceros martensíticos son lo que mayor resistencia mecánica poseen, alcanzando valores de hasta 1700 MPa. Para formar estos aceros (MS, de las siglas en inglés) la austenita que existe durante el proceso de fabricación, y esta fase se transforma casi por completo en martensita durante el enfriamiento controlado. El procesamiento de este acero y es relativamente similar a la de los aceros de (DP). En la cual se involucra una química mucho más ajustada para la producción de una menor cantidad de austenita retenida (AR) y formar precipitados complejos. [18]

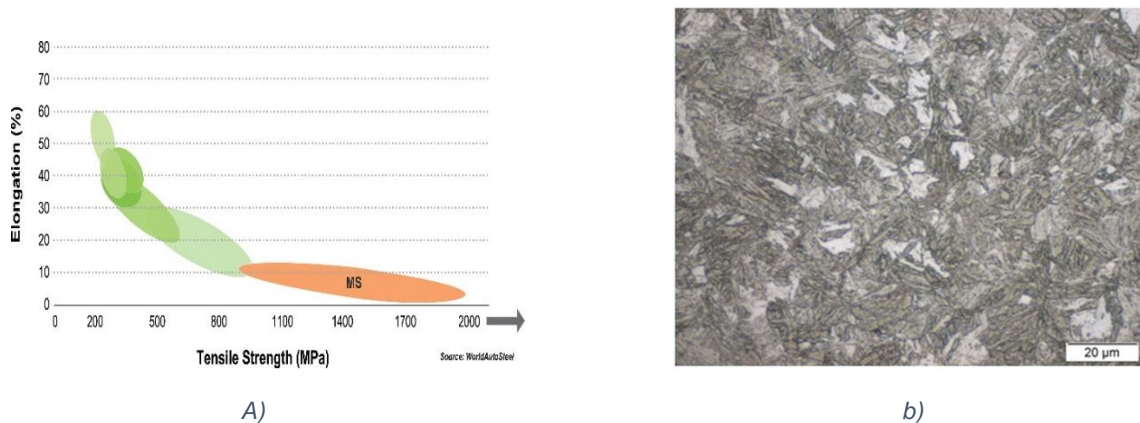
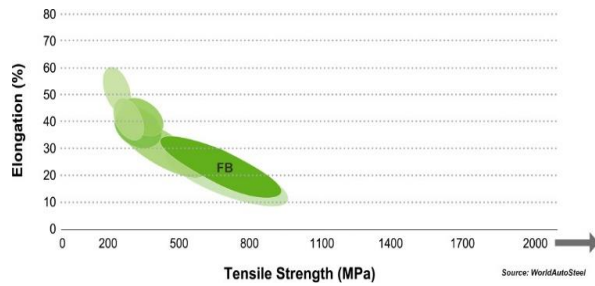


Figura 2.10 a) Gráfica de resistencia a la tracción-porcentaje de elongación. b) Microestructura de un MS 950-1200. (OTEA Observatorio Tecnológico del Metal, aceros avanzados de alta resistencia)

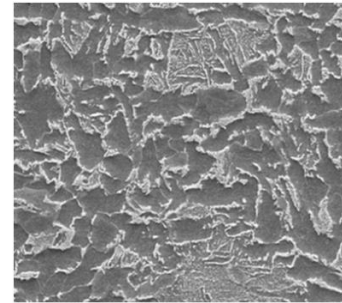
Los aceros martensíticos se caracterizan por una matriz martensítica y que esta envuelve a pequeñas cantidades de ferrita y /o bainita, esto para reducir la fragilidad-dureza y aumentar su conformabilidad es sometido a un postcalentamiento también con ello se garantiza un aumento relativo de ductilidad. [9]

2.9.5 ACEROS FERRITICOS-BAINÍTICOS (FB)

Esta familia de aceros (FB, de las siglas en inglés) posee un alto porcentaje de elongación, que proporciona alta resistencia a la fatiga. Este acero es especial respecto a otros aceros por su capacidad para conformar los bordes. Tiene una microestructura con tamaño de grano fino, que está constituida por ferrita y bainita, y los precipitados les proporcionan altas propiedades mecánicas [8]



a)



b)

Figura 2.11 a) Gráfica de resistencia a la tracción-porcentaje de elongación. b) Microestructura de un FB 450/600. (OTEA Observatorio Tecnológico del Metal, aceros avanzados de alta resistencia)

2.9.6 ACEROS DE PLASTICIDAD INDUCIDA POR MACLADO (TWIP)

Los aceros del tipo (TWIP, de las siglas en inglés) tienen altos contenidos de Mn de 17% a 24 % en peso, por lo que lo hace completamente austenítico a temperatura ambiente. La gran peculiaridad de los aceros TWIP es la combinación de alta resistencia con una alta conformabilidad.

Las deformaciones de este tipo de aceros son exclusivas de la plasticidad inducida por maclado. Consta de unas largas deformaciones que conducen a una formación de maclas, provocan unos altos valores de dureza instantánea conforme se aplica más fuerza y su microestructura se refina cada vez más. Otra característica de estos aceros es tener capacidad para mantener sus propiedades a temperaturas bajo cero. [9]

2.10 DIAGRAMAS DE ENFRIAMIENTO TTT Y CCT

La transformación de una fase a otra es un proceso que no es en forma lineal con el tiempo. Existen dos tipos de diagramas para enfriar un material que son útiles

para el procesamiento óptimo, para lograr una determinada fase y/o conjunto de propiedades mecánicas.

El primero de ellos es cuando se enfría el material a una temperatura constante, que comúnmente se nombran transformaciones isotérmicas (TTT, de las siglas en inglés), este tipo de enfriamiento suele realizarse basándose en diagramas TTT establecido para aceros con composición química específicos, el diagrama muestra las distintas fases conforme avanza el enfriamiento en el tiempo, este proceso suelen ser rápidos y controlados.

El siguiente tipo es llamado transformación bajo enfriamiento continuo (CCT, de las siglas en inglés), es utilizado cuando se desea enfriar a una velocidad constante, este tipo de diagramas son de gran uso industrial puesto que el diagrama contiene mayor información a comparación de los enfriamientos isotérmicos, para el enfriamiento continuo se utilizan refrigerantes como aire u otros hornos. [9]

2.10.1 DIAGRAMA DE TIEMPO, TEMPERATURA, TRANSFORMACION (TTT)

Los diagramas de enfriamiento isotérmico (TTT, tiempo, temperatura, transformación) muestran las transformaciones de la austenita para cada acero, estos tipos de diagramas son impredecibles para el diseño de tratamientos térmicos o analizar las fases de la microestructura, dichos diagramas son obtenidas por dos métodos importantes, la metalografía y por dilatometría,

El proceso de metalografía, se utilizan pequeñas probetas de acero, las cuales se austenitizan y se templean en un baño de sales a temperatura estable y constante, entre las líneas A1 y Ms, las probetas son procesadas a distintas temperaturas, y al finalizar se le aplica un temple en agua a temperatura ambiente, de modo que la austenita que no se transformó se transforme en martensita. Para después analizar metalográficamente el porcentaje de austenita transformada en función de la temperatura y el tiempo. [20]

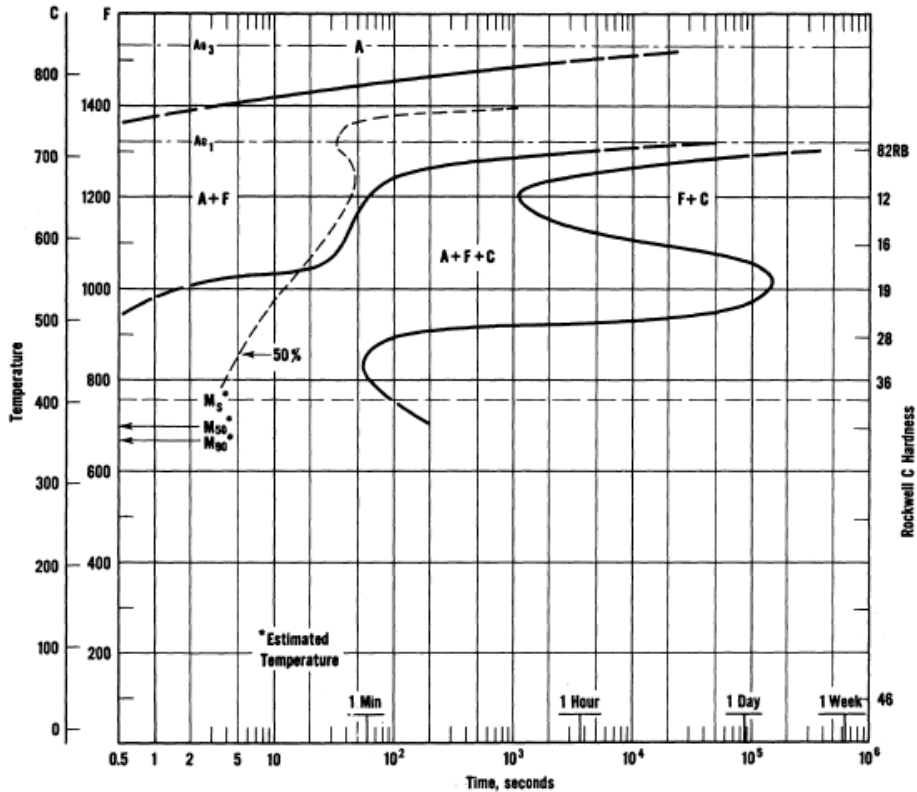


Figura 2. 12 Diagrama de transformación isotérmica (TTT) de un acero AISI 8620. (Atlas of Isothermal Transformation diagrams, United States Steel Corporation)

En la figura 2.12 se muestra un ejemplo de un diagrama isotérmico TTT y se observa las distintas fases del acero

El diagrama predice la transformación de fase y aproxima el índice de dureza que puede adquirir al enfriar rápidamente desde temperaturas por arriba de 400° C. También se puede observar las distintas fases que existen entre las líneas Ms y A3, las cuales contienen fases como la austenita pura, la austenita más ferrita, austenita más ferrita más carburos y por último la fase ferrita más carburos.

Existen algunos hechos importantes al observar un diagrama (TTT). El inicio y el final de la transformación a la fase austenita, sucede con tiempos cada vez menores y con mayor velocidad de enfriamiento, conforme disminuye la temperatura de transformación. Con base a los siguientes puntos se puede explicar este efecto.

- La estabilidad de la austenita disminuye con forme mayor sea el enfriamiento (entre menor sea la temperatura de transformación), aumenta la tendencia a la precipitación de carburos.
- Al tener mayor velocidad de enfriamiento, se aumenta la tendencia a la precipitación con un grado de nucleación superior. Como resultado se obtiene láminas de cementita y ferrita más delgadas.

Es importante tener presente estos efectos que aceleran la transformación de la austenita.

Un ejemplo de cómo interpretar los diagramas TTT, se utilizara la figura 2.13. Como característica general se encuentran, la separación de la zona perlítica y bainítica, así también el desplazamiento del inicio de la austenización hacia la derecha, a temperaturas altas los constituyentes que se forman son, del tipo ferrita proeutectoide y posteriormente perlita, y por ultimo a temperatura menores de 500°C y por encima de M_s se inhibe la formación de la ferrita como fase aislada, teniendo como constituyente la bainita.

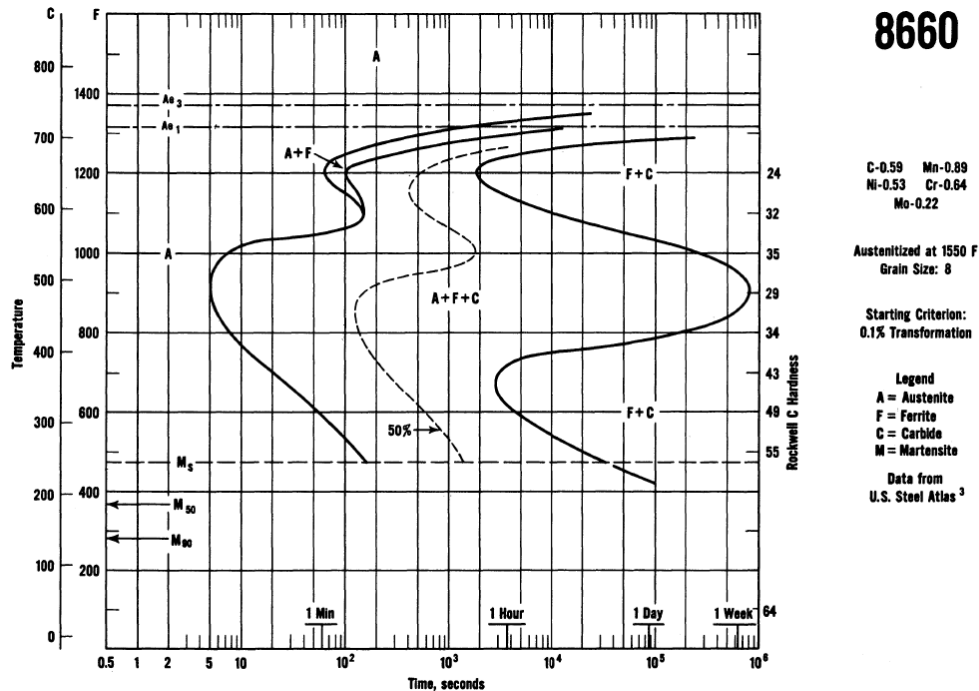


Figura 2.13 Diagrama TTT de un acero AISI 8660. (Atlas of Isothermal Transformation diagrams, United States Steel Corporation)

En la figura 2.13 se muestra la transformación de fase que sufre otro acero similar al de la figura 2.12, y después de ser austenizado y enfriarlo a una temperatura de 640 °C, manteniéndola a dicha temperatura en forma isotérmica hasta que se complete la transformación de la austenita. Dentro del diagrama es posible seguir la secuencia de lo que sucede isotérmicamente como a continuación se describe:

1. Después de los 60 segundos: inicia la transformación de la austenita, y aparecen los primeros granos de ferrita en la zona bifásica.
2. Después de los 100 segundos. Aparición de las primeras zonas con carburos tipo perlíticos.
3. Después de los 2200 segundos, la cantidad de transformación de la austenita es mayor al 50%.
4. Después de los 3000 segundos: Fin de la transformación de la austenita, como resultado se forma la perlita en la zona de ferrita más carburos.

2.10.2 DIAGRAMA DE ENFRIAMIENTO CONTINUO (CCT)

Los diagramas de enfriamiento continuo tienen un gran uso en el sector industrial, los diagramas (CCT, de las siglas en inglés Continuous Cooling Transformation) proporcionan información más precisa que los TTT. Para generar un diagrama, es más común utilizar dilatometría la cual representa graficas de la transformación en condiciones de enfriamiento continuo.

Se utiliza un diagrama de temperatura contra el logaritmo del tiempo. Las gráficas muestran información como la velocidad de enfriamiento, las indicaciones sobre las curvas del porcentaje de transformación, muestra las distancias de las zonas de fase como la austenita, ferrita, carburo, martensita. Líneas que indican el 0 % de fase transformada, también se muestran unas líneas punteadas cortas, que indican el 50% de fase transformada. Y por último en la parte inferior de la gráfica muestra el índice de dureza que adquiere el metal de acuerdo con la curva de enfriamiento. [21]

A continuación se muestra un diagrama CCT para un acero eutectoide. Se ilustra las diferentes microestructuras conforme a las velocidades de enfriamiento, en la figura 2.14 lo que se observa es una representación esquemática de las diferentes velocidades que pueden producir distintas microestructuras

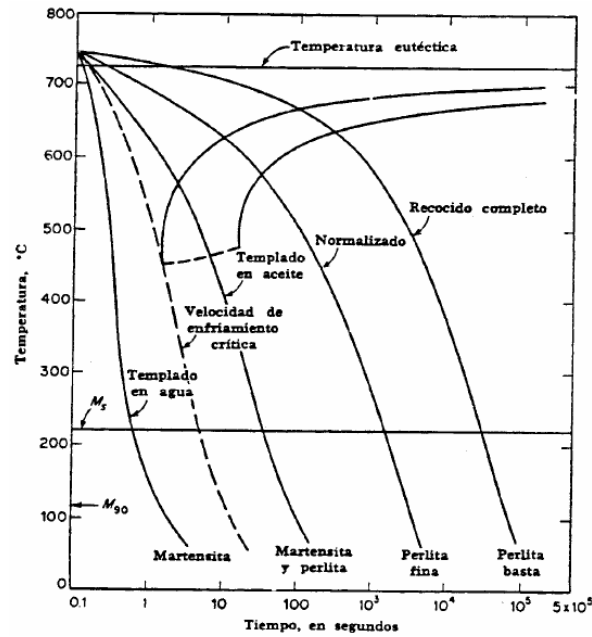


Figura 2.14 Variación de la microestructura en función de la velocidad de enfriamiento para un acero eutéctico (*Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams American Society For Metals*)

La curva de recocido completo representa el enfriamiento más lento y comúnmente se obtienen enfriando piezas dentro de una mufla apagada, el enfriamiento es muy lento y lleva enfriarlo aproximadamente 1 día. La transformación que ocurre desde la austenita y finalizando en una forma perlita basta.

La curva de normalizado, es la representación un tratamiento térmico el cual el material es enfriado a una velocidad mayor que la de recocido, ya que la pieza es enfriada al aire a temperatura ambiente, el tiempo de enfriamiento se lleva en minutos y la transformación ocurre entre los 550 °C y los 600°C. La estructura final es perlita más fina, a comparación del caso anterior.

La curva de templado en aire, representa una velocidad mayor que la de normalizado, con esta velocidad por lo general produce una microestructura formada por una mezcla de perlita, bainita y martensita.

La curva de templado en agua, representa la máxima velocidad de enfriamiento la cual sucede cuando la pieza es enfriada en agua, como resultado se obtiene una formación de martensita.

2.11 INTRODUCCIÓN A LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Los tratamientos térmicos se emplean para modificar la microestructura de los materiales metálicos mediante el calentamiento, sin variar la composición, a temperaturas y velocidades de calentamiento y enfriamiento variables, con lo cual se consigue un cambio de estructura cristalina y cambio de fase; también su proporción y distribución, y estos son aplicados en los procesos tecnológicos de forma habitual. Por lo general, casi no existe material alguno que cuando es procesado no presente un proceso o tratamiento térmico en algún momento, en su mayoría se usan para variar las propiedades mecánicas del material, tal como aumentar la dureza del mismo, o para disminuir su tenacidad o modificarla, etc. transformando su microestructura fundamentalmente [22], [23].

Los tamaños de grano influyen en las propiedades impactando principalmente en su resistencia, los tamaños de grano pequeños indican tener límites elásticos y resiliencia mayores, pero menor alargamiento o elongación, por esto se utilizan los tratamientos térmicos para el control y modificación de los tamaños de grano. [23]

2.11.1 RECOCIDO

El tratamiento térmico de recocido se trata de calentar el metal hasta una determinada temperatura y enfriarlo después muy lentamente (incluso en el horno donde se calentó). De esta forma se obtienen estructuras de equilibrio. Son generalmente tratamientos iniciales mediante los cuales se ablanda el acero, eliminar tensiones o recristalizar el acero. [24]

2.11.2 RECOCIDO DE ABLANDAMIENTO

Es un tratamiento térmico utilizado para reducir los niveles de dureza de un acero a un valor específico. Este tratamiento requiere que el material se caliente a una temperatura un poco inferior a A_1 y se mantenga por un tiempo prolongado, o calentado y enfriado alternamente entre Ac_1 y Ac_2 , y a veces también superior a ac_1 , pero enfriado muy lentamente dentro del horno a 15°C por hora hasta 650°C y luego en aire. En el caso de aceros no aleados, la temperatura debe de ser de 700°C esto se hace con la finalidad de producir un estado lo más blando posible.

En los aceros de alto contenido de carbono las temperaturas del recocido se aumentan un poco más de Ac_1 , siendo que para los aceros que se muestran a continuación, la temperatura de recocido recomendada es: [25]

0,9 % de C $\rightarrow 730^\circ \text{C}$

1,1 % de C $\rightarrow 740^\circ \text{C}$

1,2 % de C $\rightarrow 750^\circ \text{C}$

2.11.3 RECOCIDO DE ALIVIO DE TENSIONES

Para este tipo de recocido, el calentamiento se hace por debajo de la temperatura crítica inferior. (A_1 o Ac_1).

En algunos casos después de ser fabricada la herramienta, esta debe calentarse en toda su masa a 650°C - 700°C por dos horas y sostener, el enfriamiento se hace lentamente hasta 500°C y después al aire libre.

Este enfriamiento es lento con el fin de aliviar tensiones internas sin producir variaciones esenciales en las propiedades mecánicas existentes. También sirve para eliminar tensiones producidas por el mecanizado severo en piezas sensibles a la distorsión, aumentando la ductilidad del material. La velocidad de enfriamiento no tiene tanta importancia, pudiendo utilizarse aire sin que por ello se endurezca el material. Para aceros al carbono se recomienda usar entre 550 y 650°C . Aceros

rápidos entre 600 y 700°C y cuando factores externos impiden el uso de estas altas temperaturas, se recomienda usar temperaturas tan bajas como 480°C. [25]

2.11.4 RECOCIDO DE RECRISTALIZACIÓN

Este tratamiento, también conocido como recocido contra acritud, tiene por finalidad recuperar los granos deformados que se obtienen después de someter una pieza a deformaciones que pueden ser en frío o caliente. La temperatura a la cual se realiza este tratamiento entre 550 y 650°C, donde ocurre la recristalización de la ferrita. Es decir se forma nuevos granos libres de deformación. El tiempo de permanencia a la temperatura de recocido es de normalmente media hora. [25]

2.11.5 NORMALIZADO

El normalizado es un proceso térmico que consiste en llevar el material a una temperatura de austenización y mantenerlo un determinado tiempo, permitiendo que la austenita se sature de C para que posteriormente se enfríe y produzca la transformación a perlita, que depende de la concentración de C será la cantidad o proporción de esta fase, y además acompañada de perlita y/o cementita según sea el caso. Como resultado del normalizado se obtiene un aumento de resistencia a la tracción y límite elástico, sin embargo disminuye la ductilidad [26]

2.11.6 TRATAMIENTO TÉRMICO INTERCRÍTICO

Los tratamientos intercríticos se utilizan en los aceros de bajo contenido de C se basan en calentar el acero hasta alcanzar la región en donde coexisten una región bifásica, principalmente de ferrita y austenita. Se muestra que a medida se aumenta la temperatura del tratamiento térmico se incrementa la proporción de austenita en un acero al C con una cierta concentración. [27]

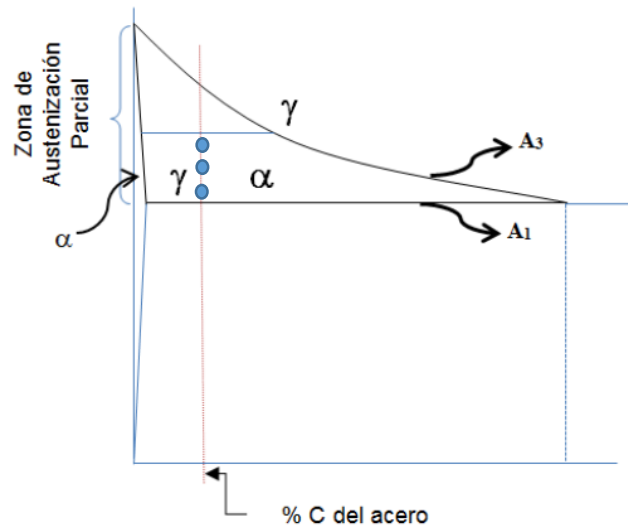


Figura 2.15 Se muestran las temperaturas intercríticas en la región bifásica de una aleación de Fe-C o acero de bajo C. (Influencia del tratamiento térmico desde temperaturas intercríticas en las propiedades mecánicas del acero SAE 1045, Carlos A. Bohórquez)

Cuando el acero de bajo C se calienta hasta la región intercrítica y luego se enfría rápidamente, la austenita se convierte en martensita y la microestructura final resultante es una mezcla de ferrita, con una alta densidad de dislocaciones y martensita. Para este caso también pueden aparecer pequeñas porciones de austenita retenida. Para llegar a transformar la microestructura desde la zona intercrítica se necesita un medio de enfriamiento rápido que puede enfriarse en agua o sales, sin embargo, basta un enfriamiento al aire para lograr transformar la austenita en martensita en los aceros que presentan una cierta templabilidad. Que aunque se utilicen aceros de bajo contenido de C, el tratamiento térmico intercrítico genera una austenita con un contenido de C muy superior, cuando mayor es la temperatura del tratamiento, y también mayor será su templabilidad. Estos aceros también llamados aceros duales DP, tienen una alta resistencia mecánica, promovida por la presencia de la martensita, con una buena conductividad, conferida por la ferrita

Para las temperaturas comprendidas entre las temperaturas A_1 y A_3 , estas se pueden calcular mediante las siguientes expresiones. [28]

$$A_1^{\circ}C = 723 - 7.08 Mn + 37.7 Si + 18.1 Cr + 44.2 Mo + 8.95 Ni + 50.1 V + 21.7 Al + 3.18 W + 297 S - 830 N - 11.5 C Si - 14.0 Mn Si - 3.10 Si Cr - 57.9 C Mo - 15.5 Mn Mo - 5.28 C Ni - 6.0 Mn Ni + 6.77 Si Ni - 0.80 Cr Ni - 27.4 C V + 30.8 Mo V - 0.84 Cr^2 - 3.46 Mo^2 - 0.46 Ni^2 - 28 V^2 \quad \text{Fórmula 2. 1}$$

$$A_3^{\circ}C = 912 - 203 \sqrt{C} + 15.2 Ni + 44.7 Si + 104 V + 31.5 Mo + 13.1 W - 30 Mn - 11 Cr - 20 Cu + 700 P + 400 Al + 120 As + 400 Ti \quad \text{Fórmula 2. 2}$$

2.11.7 TEMPLE

Es un tratamiento térmico que consiste en enfriar de manera rápida y controlada, los aceros tienen una temperatura de temple entre los 750°C y 1300°C, estos valores de temperatura dependen de la composición de la aleación del material, como resultado se tiene una amplia gama de durezas, el enfriamiento de este tratamiento térmico puede ser en agua, agua más polímero o aceites.

Con el temple se busca mejorar las propiedades del material como alta resistencia al desgaste, dureza, ductilidad y resistencia a la tracción. [28]

Existen factores que influyen al realizar un temple

- La composición química del acero: Tanto el C como sus elementos aleantes influyen en la forma y posición de las curvas "S" y en los puntos críticos. Distintos elementos aleantes mejoran la templabilidad. Es decir, es de especial importancia conseguir estructuras de martensita en el interior de piezas de gran tamaño.
- Temperatura de calentamiento: en los aceros hipoeutectoides se parte siempre de una estructura austenita ($A_{c3} + 50^{\circ}C$) y en los aceros hipereutectoides la estructura de inicio es cementita + austenita ($A_{c1} + 50^{\circ}C$).
- Velocidad de enfriamiento: Para este proceso el enfriamiento tiene que ser lo suficientemente rápido para evitar pasar por la curva perlítica y se produzca la transformación de la austenita, antes de alcanzar la M_s . Los medios habituales de enfriamiento son: agua, aceites y baños de sales.

Al someter a un acero a un proceso de temple también puede sufrir defectos.

- Oxidación y descarburación: Debido a un calentamiento en una atmosfera oxidante o reductoras.
- Exceso de fragilidad: Se produce por el calentamiento a extremadas temperaturas en los aceros sobrecalentados de grano grueso.
- Falta de dureza: Es producido al deficiente calentamiento, y a una descarburación o a velocidades de enfriamiento no adecuadas.

2.11.8 TEMPLE NEUTRO

También llamado temple martensítico o una modificación del tratamiento de temple típico, también se le conoce como martemperizado. Este proceso de temple se utiliza para llegar a una alta dureza y resistencia en un acero. Consiste en llevar el acero hasta una estructura austenita para después enfriar rápidamente hasta una temperatura superior a M_s , mantenerlo ahí, en un baño de sales, y posteriormente enfriar controladamente hasta obtener martensítica.

Unas de las ventajas de este tratamiento son las piezas de gran volumen, obtienen una gran resistencia, rigidez, y en su caso cierta resistencia a altas temperaturas, también así debido a su gran resistencia se puede reducir el peso y mantener la rigidez de la pieza. [28]

2.11.9 TEMPLE ESCALONADO BAINÍTICO

El temple bainítico o también llamado austempering. Es similar al proceso anterior, pero en este caso la temperatura se mantiene isotérmicamente. El tiempo de permanencia es prolongada hasta que toda la austenita se haya transformado en bainita, después de ese instante es enfriada la pieza en cualquier medio. En los aceros hipoeutectoides se obtiene bainita y no hace falta realizar revenido después. [29]

2.11.10 REVENIDO

El revenido es el proceso de calentar un acero martensítico a una temperatura por debajo de la temperatura de transformación eutectoide con la finalidad de hacerlo más blando y más dúctil. La siguiente figura ilustra esquemáticamente el proceso habitual de temple y revenido para un acero al carbono simple. Como se muestra en la figura. El acero es austenizado primero y luego se temple a una velocidad rápida para producir martensita y evitar así la transformación de austenita en ferrita y cementita. Después, el acero se vuelve a calentar a una temperatura por debajo de la temperatura eutectoide para reblandecer la martensita al transformarla en una estructura de partículas de carburo de hierro en una matriz de ferrita

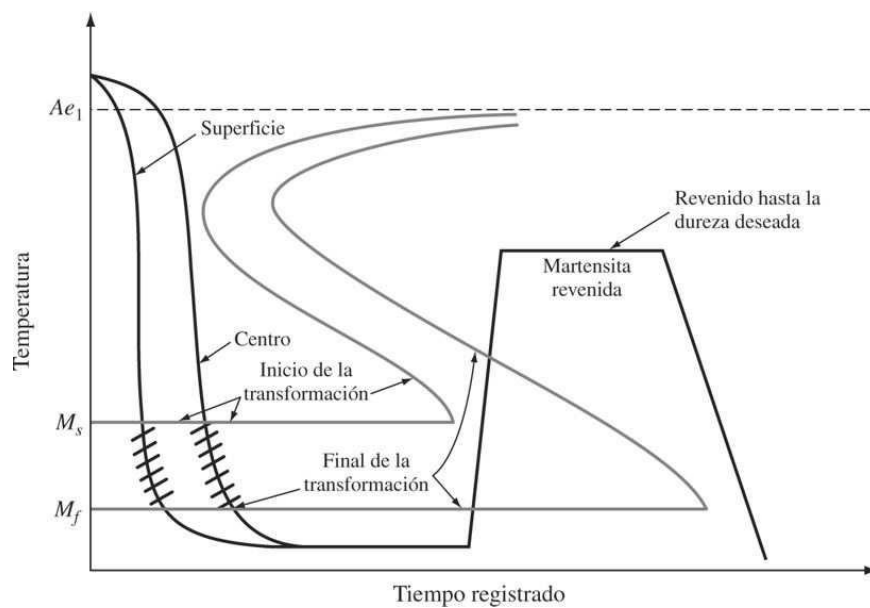


Figura 2. 16 Diagrama esquemático que ilustra el proceso habitual de temple y revenido para un acero al carbono simple. (Suiting the Heat Treatment to the Job”, United States Steel Corp., 1968, pág 34)

2.12 METALOGRAFIA

La metalografía es una herramienta que consiste en el estudio de la constitución y la microestructura generada de metales y aleaciones. El método micrográfico del cual se pueden obtener datos sobre los tratamientos mecánicos o térmicos

sometidos a un acero, es decir se puede determinar si el material fue trefilado, laminado, forjado, etc. También para identificar los defectos como grietas superficiales, rechupes, partes soldadas, etc. Se utilizan criterios para realizar un corte transversal o longitudinal para examinar las muestras. [30]

Los cortes transversales determinan la naturaleza del material, homogeneidad, segregaciones, procesos de fabricación. Y un corte longitudinal para controlar procesos de fabricación de piezas (laminación, forja, etc.) tipo y calidad de soldadura etc.

Con el uso de un microscopio metalográfico se puede realizar las observaciones micrográficas con la cual es posible determinar su tamaño de grano, su distribución, su forma y sus distintas fases e incluso inclusiones que tienen un efecto importante en las propiedades mecánicas del acero. [30]

El examen de la microestructura es muy útil para determinar si el material o aleación satisface las especificaciones en relación a trabajos mecánicos, tratamientos térmicos y composición en general. La microestructura es una herramienta que representa la caracterización que se realiza y que si hace adecuadamente sirve para analizar las fallas metálicas y para controlar procesos industriales.

La preparación que se sigue para la realización de una preparación metalográfica y posteriormente se utilice para su observación mediante la microscopia óptica; las etapas básicas para la metalografía son:

- Corte Transversal y/o Longitudinal
- Montaje.
- Desbaste y Pulido
- Ataque

Los pasos a seguir en el proceso de preparación es el mismo para todos los materiales difiriendo en la herramientas de corte y en el grado de finura de las lijas y del tipo de abrasivo fino durante el pulido, que pueden variar según la dureza del material. El reactivo de ataque a utilizar depende del tipo de la aleación. [30]

2.13 ATAQUE QUÍMICO

El ataque químico es un proceso de corrosión controlada, se realiza sumergiendo la superficie a analizar en un tipo específico de solución, adecuada al material analizar, la solución química usada depende del material que compone la muestra, la temperatura y el tiempo de ataque, o el efecto deseado en la superficie entre otros. La siguiente tabla muestra soluciones químicas para el ataque en algunos metales típicos (vea tabla 2.2). [30], [31]

Tabla 2.2 Relación de reactivos de ataque usados para distintos metales y aceros (Metalografía Protocolo, Escuela Colombiana de ingeniería Julio Garavito)

METAL	SOLUCIÓN QUÍMICA	COMENTARIOS
Aluminio	60ml H ₂ SO ₄ 30ml H ₃ PO ₄ 10ml HNO ₃	Usar a 100°C de 2 a 5 min
	70ml H ₃ PO ₄ 15ml ác. Acético 15ml agua	Usar de 100°C a 120°C por 2 a 6 min
Cobre	6ml HNO ₃ 65ml ác. Acético 27ml H ₃ PO ₄	Pulir hasta lija 600 y sumergir a 60°C por 1 min
	80ml H ₂ SO ₄ 20ml HNO ₃ 1ml HCl 55-60g CrO ₃ 200ml Agua	Usar de 20°C a 40°C por 1 a 3 min, Eficaz con aleaciones también
Hierros	70ml H ₂ O ₂ (30%)	Usar de 15°C a 25°C
Hierro, aleaciones con bajo contenido de carbono	30ml HNO ₃ 70ml HF 300ml Agua	Usar a 60°C
	25g ác. Oxálico 10ml H ₂ O ₂ 1 gota de H ₂ O ₂ 1000ml de Agua	Pulir hasta lija 600 y sumergir a 20°C
	3 partes de H ₃ PO ₄ 1 parte de H ₂ SO ₄ 1 parte de HNO ₃	Usar a 85°C
Aceros inoxidable	Agregar por peso 30% HCL 40% H ₂ SO ₄ 5.5% tetracloruro de titanio 24.5% Agua	Usar por inmersión de 70°C a 80°C de 2 a 5 min
Aceros	Solución A 3 partes de H ₂ O ₂ (30%) 10 partes Agua 1 parte HF	*Concentraciones mayores a 0.3% C. pulir hasta lija 150. sumergir en solución A de 15 a 25 segundos, lavar con agua, limpiar con solución b en algodón, lavar con agua y secar. *Concentraciones entra 0.15 y 0.3% C: pulir hasta lija 320 y sumergir en solución A de 12 a 18 seg. Luego realizar proceso de limpieza indicando anteriormente.
	Solución B 1 parte H ₃ PO ₄ 15 partes agua	*Concentraciones menores a 0.15%C: Pulir hasta lija 320 y sumergir en solución A de 12 a 18 seg. Luego realizar proceso de limpieza indicado anteriormente.
PICRAL	Ácido pícrico 4g alcohol etílico 100	Revisar límites de grano de austenita en estructuras martensíticas. Ennegrecer perlita
NITAL	Ácido nítrico 2ml alcohol etílico 110ml	Realizar la interface entre los carburos y la matriz. Ennegrecer perlita

2.14 PROPIEDADES MECÁNICAS

La necesidad de materiales para fabricación de piezas con un fin específico se requiere conocer y distinguir que existen distintas propiedades mecánicas que pueden satisfacer las necesidades y exigencias. Se puede afirmar que no existe ningún material perfecto que se pueda emplear para fabricación de cualquier producto. Cada aplicación necesita de un material que cumpla una característica determinada. Para elegir adecuadamente un material es necesario conocer, sus propiedades ópticas, térmicas, magnéticas, químicas, mecánicas etcétera. En el área de materiales existe un gran desarrollo en la creación de nuevos materiales y la capacidad de modificar las propiedades de alguno ya existentes. [17]

2.15 ENSAYO DE TRACCIÓN O DE TENSIÓN

El ensayo de tracción o de tensión, consiste en someter una probeta a un esfuerzo axial de tracción creciente, hasta que se produce la ruptura de la probeta, con este ensayo se pueden conocer distintas propiedades mecánicas del material a una fuerza estática o aplicada lentamente. Por consecuencia, los esfuerzos aplicados a la probeta existen deformaciones que suelen ser muy pequeñas. [32]

El comportamiento del material ante la deformación está influenciado por la relación de la fuerza aplicada y el tamaño de la muestra. Por lo tanto, no se analiza la fuerza aplicada sino está dividida entre el área que debe soportar. Ha este valor se le denomina esfuerzo, sus unidades en el sistema internacional son $\frac{N}{m^2}$ o Pa (pascal), y se obtiene de la siguiente fórmula. [32]

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad \text{Fórmula 2. 3}$$

Dónde:

- σ es el esfuerzo normal $[\frac{N}{m^2}]$
- A es el área de la sección $[m^2]$

Igualmente, la deformación que sufre el material debe ser considerada en relación con la longitud total de la probeta. Se analiza la deformación unitaria " ϵ ", que se obtiene de dividir la distancia de la deformación total entre las distancias totales de la probeta, de igual manera se debe conocer la elongación, que es el porcentaje de deformación, y se obtiene de multiplicar la deformación unitaria por 100:

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l-l_0}{l_0} \quad \text{Fórmula 2. 4}$$

Coeficiente de Poisson caracteriza la contracción perpendicular a la dilatación producida por una tensión de tracción.

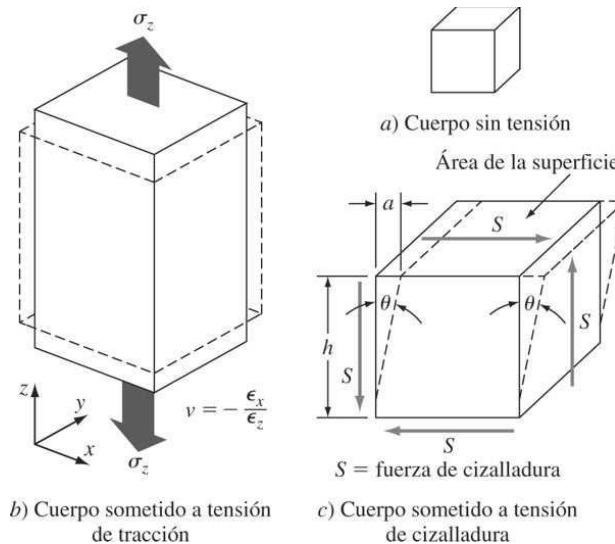


Figura 2.11 a) Cuerpo de forma cubica sin tensión. b) Cuerpo de forma cúbica sometido a tensión de tracción. Se denomina coeficiente de Poisson, es la relación entre la contracción elástica perpendicular y la extensión elástica longitudinal. c) Cuerpo de forma cubica sometido a una fuerza S de cizalladura que actúa sobre la superficie A la tensión de cizalladura t que actúa sobre el cuerpo es igual a S/A . (Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales)

La deformación longitudinal elástica de un metal produce un cambio simultáneo de las dimensiones laterales. Una tensión o esfuerzo en el eje z produce una deformación axial $+\epsilon_z$ y una *contracción lateral* de $-\epsilon_x$ y $-\epsilon_y$. Si la conducta es isotrópica. ϵ_x Y ϵ_y son iguales. La relación es:

$$\nu = -\frac{\varepsilon(\text{lateral})}{\varepsilon(\text{longitudinal})} = -\frac{\varepsilon_x}{\varepsilon_z} = -\frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_z} \quad \text{Fórmula 2. 5}$$

El módulo elástico, E, proporciona una información muy práctica. Representa la rigidez del material (esto es, su resistencia a la deformación elástica). Es decir, si la fuerza que actúa sobre la muestra desaparece, la probeta volverá a su longitud inicial.

Otro método de deformación de metal está relacionado con la acción de tensiones de cizalladura. En la figura 2.11c, se muestra la acción de un par de tensiones de cizalladura (las tensiones de la cizalladura siempre actúan a pares) sobre un cuerpo de forma cubica, donde la fuerza S actúa sobre el área A.

Se denomina coeficientes de Poisson. Para materiales ideales, $\nu=0.5$, sin embargo, en metales y aleaciones con coeficiente de Poisson que puede oscilar entre 0.25 y 0.4, con un valor medio de 0.3.

En la siguiente tabla se muestran algunos aceros y aleaciones con sus valores de Poisson (ver tabla 2.3). [32]

Tabla 2.3 Valores de Poisson, y modulo elástico y de rigidez (Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales)

Material	Módulo de elasticidad, 10 ⁻⁶ psi (GPa)	Módulo de rigidez 10 ⁻⁶ psi (GPa)	Coefficiente de Poisson
Aleaciones de aluminio	10.5 (72.4)	4.0 (27.5)	0.31
Cobre	16.0 (110)	6.0 (41.4)	0.33
Acero (aceros al carbón y de baja aleación)	29.0 (200)	11.0 (75.8)	0.33
Aceros inoxidable (18-8)	28.0 (193)	9.5 (65.6)	0.28
Titanio	17.0 (117)	6.5 (44.8)	0.31
Volframio	58.0 (400)	22.8 (157)	0.27

La máquina para ensayos de tracción se describe genéricamente como sigue. La fuerza de carga que se aplica sobre la probeta se registra y forma parte de los datos

para la generación de la gráfica que nos relaciona la carga vs la deformación; por otra parte, la deformación producida se registra mediante un extensómetro sujeto directamente a la muestra y los valores obtenidos completan la gráfica de esfuerzo-deformación. [32]

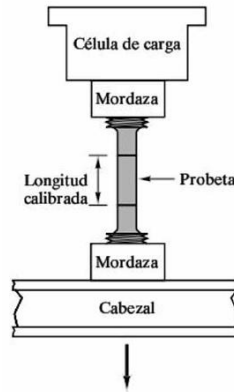


Figura 2. 17 Esquema de un ensayo de tracción. (Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales)

Con estos principios, el ensayo de tracción de un material consiste en someter una probeta cilíndrica o una lámina o placa con dimensiones estandarizadas (ver figura 2.18), a un estiramiento creciente hasta que se produzca la ruptura. Con estos valores se obtiene una gráfica con varias zonas características de los materiales elásticos.

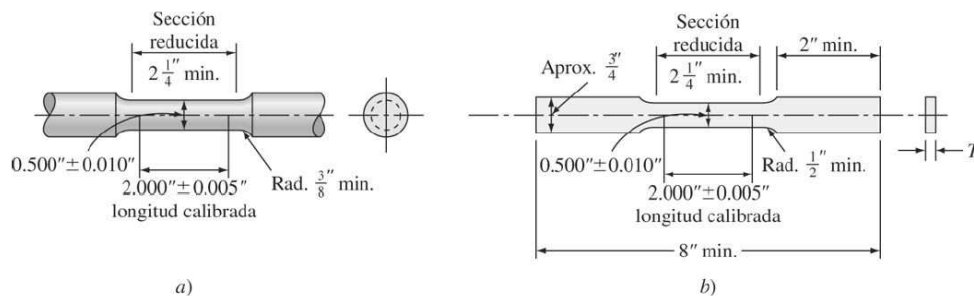


Figura 2.18 a) Probeta redonda estándar para tracción de 2 pulg de longitud de ensayo b) Probeta rectangular estándar para tracción de 2 pulg de longitud de ensayo. (Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales)

En este ensayo tomando como ejemplo una barra, la sección transversal del cuerpo existe solo una fuerza longitudinal, las fuerzas transversales y momentos no están presentes en el ensayo. [33]

El objetivo de las pruebas de tracción determina experimentalmente las propiedades mecánicas de interés para el diseño estructural en ingeniería. [34]

1. Módulo de elasticidad
2. Limite elástico o esfuerzo de cedencia
3. Resistencia a la tracción
4. Ductilidad
5. Tenacidad

Todos estos parametros indicados en la figura 2.19.

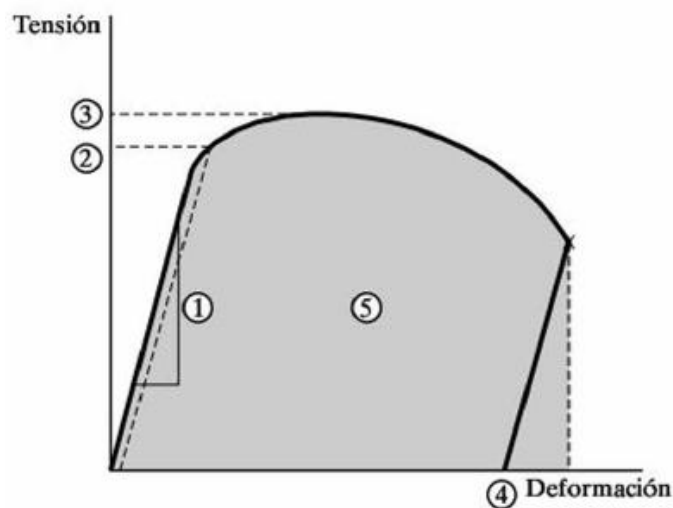


Figura 2.19 Puntos y zonas de importantes de una gráfica esfuerzo-deformación. Nótese que antes de la ruptura existe una recuperación elástica. (Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales)

El modulo elastico, E , proporciona una informacion indispensable, representa la rigidez del mateiral, tambien conocido como su resistencia a la deformacion elastica, se muestra como la cantidad de deformacion que puede soportar antes del limite elastico, tambien nos ayuda a conocer el grado de recuperacion elastica durante el conformado. De igual manera el limite elastico nos representa la resistencia del

material a la deformación permanente y también indica la facilidad de laminado y estirado

El esfuerzo de cedencia, se define como el punto en el cual, el material sufre una deformación plástica, es decir el material pasa de la zona elástica a la zona plástica para ser deformado permanentemente.

Resistencia a la tracción, es la máxima carga resistida por la probeta antes de romperse.

Ductilidad, es un factor importante que le permite deformarse poco frente a cargas súbitas y elevadas.

Tenacidad, es la energía de deformación que es capaz de absorber o acumular un material antes de alcanzar la rotura, en condiciones de cargas súbitas. [33]

2.16 DUREZA ROCKWELL

Se define como dureza a la resistencia de un material a ser deformado plásticamente, de igual forma se puede decir que es la resistencia de un material a ser penetrado.

Hay diversidad de métodos, escalas, indentadores o penetradores, fuerzas o cargas aplicadas y tiempos de prueba, etc. Para las diversas pruebas de durezas. Existen distintos tipos de indentadores de bola o de cono de diamante el caso de la dureza Rockwell, que son usados para materiales específicos. Cuando se utiliza un indentador de bola, la designación de la escala es seguida por la letra "S" si es de acero, o "W" si es de WC, referidos a la dureza Rockwell B, y superficiales (A; F, etc.) También se pueden utilizar penetradores de diamante en forma de cono (esfero-cónico), y este es referido a la dureza Rockwell C. La figura 2.20 muestra el esquema del penetrador o indentador de diamante usado para Rockwell C.

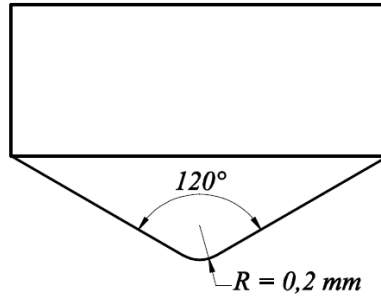


Figura 2.20 Identador de Cono (Dureza Rockwell, Elaborado por Gabriel Calle y Edison Henao)

- El indentador de cono se compone de una punta de diamante y redondeada.
- Para los indentadores de bola existen distintas medidas que son 1/16", 1/8", 1/4", 1/2".

A continuación, se muestran los diferentes tipos de escala de Rockwell para metales y aceros, con distintas durezas (ver tabla 2.4). [35]

Tabla 2.4 Muestra la aplicación, las cargas e indentadores para cada escala Rockwell. (ASTM E 18 - 03)

Escala	Indentador	Carga Total	Color de escala	Aplicaciones
A	Cono diamante	60	Negro	Metales duros, superficies templadas, chapa fina (<0,4 mm)
D	Cono diamante	100	Negro	Piezas con superficies templada de dureza media, chapas
C	Cono diamante	150	Negro	Aceros templados
F	Bola de ϕ 1/16"	60	Rojo	Aleaciones cobre recocido. Chapa fina metálica (>0,6 mm)
B	Bola de ϕ 1/16"	100	Rojo	Aceros blandos, de construcción, metales no ferrosos
G	Bola de ϕ 1/16"	150	Rojo	Bronce, cobre-berilio, cobre-níquel, fundición maleable
H	Bola de ϕ 1/8"	60	Rojo	Aluminio, zinc, plomo
E	Bola de ϕ 1/8"	100	Rojo	Fundición, aleaciones Al-Mg, metales antifricción o sintéticos
K	Bola de ϕ 1/8"	150	Rojo	Metales antifricción o de dureza muy baja, Ebonita (ASTM D530-59T), Madera laminada (ASTM D 805-52), Materiales sintéticos (ASTM D-785-60T), Otros materiales muy blandos o muy finos.
L	Bola de ϕ 1/4"	60	Rojo	
M	Bola de ϕ 1/4"	100	Rojo	
P	Bola de ϕ 1/4"	150	Rojo	
R	Bola de ϕ 1/2"	60	Rojo	
S	Bola de ϕ 1/2"	100	Rojo	
V	Bola de ϕ 1/2"	150	Rojo	

El método de Rockwell consiste en introducir un penetrador ya sea de cono de diamante o bola de acero endurecida, sobre la muestra, mediante la aplicación sucesiva de dos cargas específicas.

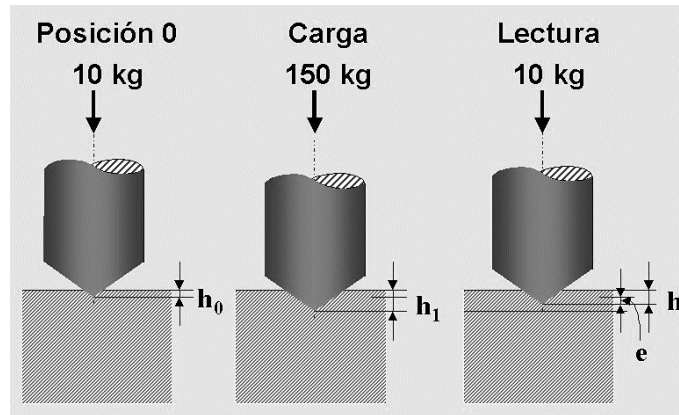


Figura 2.21 Penetración del indentador en una escala Rockwell C (Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales)

Se muestra una representación esquemática de la penetración de una prueba de dureza “Rockwell C” (ver figura 2.21). Utilizando un indentador de cono, se comienza aplicando una precarga inicial de 10 kg. La cual causa una primera penetración con distancia h_0 , la primera carga mantiene en posición el penetrador.

El siguiente paso es poner el indicador del durómetro en cero, y se aplicara la carga adicional penetrando hasta h_1 , tomando en cuenta la tabla 2.4 para la escala de Rockwell C.

Se retira la carga adicional permitiendo al material recuperarse elásticamente, como se pultado se obtiene la distancia final h . para finalizar el resultado de la dureza se captura directamente de la caratula del durómetro.

En los durómetros con sistema de indicación analógico, la caratula lleva 2 grupos, los diferencian 30 unidades de dureza, en los que se agrupan las diferentes escalas, (ver la figura 2.22).

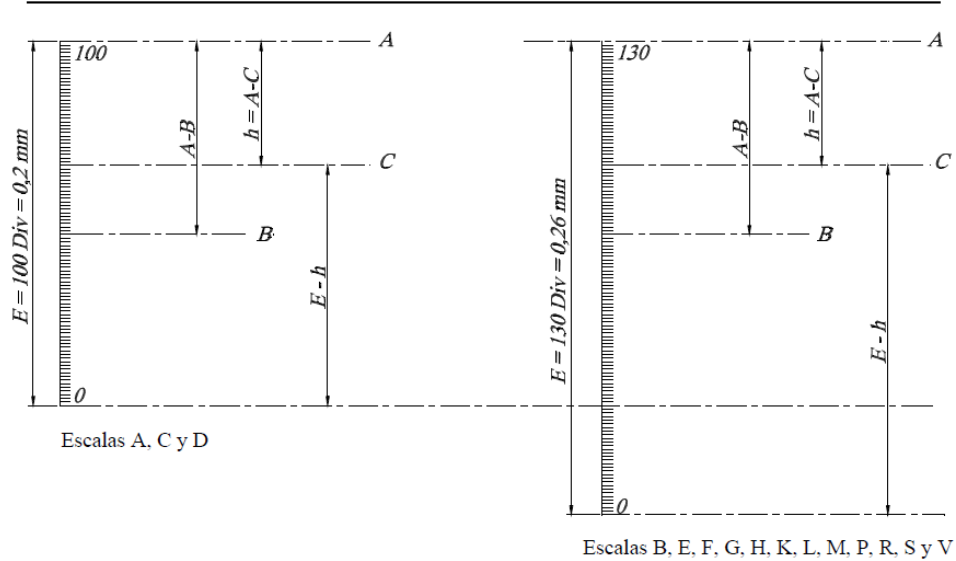


Figura 2.22 Agrupaciones de escalas de un durómetro con indicador analógico. (Pelorosso, P. O. Metalografía y ensayo de Metales. Cesarini Hnos)

El primer grupo de escalas se utiliza con un indentador de cono de diamante, con 100 divisiones, cada división es de 0.2mm. Para el segundo grupo de durezas se utiliza el indentador de bola y consta de 130 divisiones la distancia de cada división es de 0.26mm. Como las escalas están invertidas, un número más alto implica mayor número de dureza. Y está dado por la siguiente fórmula.

$$HR = E - h \quad \text{Fórmula 2. 6}$$

Dónde:

E = Es el número total de divisiones de la escala

h = Es el incremento de penetración

Las condiciones para realizar el ensayo son las siguientes:

1. La superficie del material debe estar lisa (como mínimo lijar con #600), seca y libre de grasa, polvo etc.

2. El espesor de la probeta debe ser por lo menos diez veces la profundidad de la huella, y el ensayo no es válido si en la cara posterior a la del ensayo aparece una protuberancia.
3. Si se ensaya una pieza cilíndrica, el radio debe ser mayor en seis milímetros al del penetrador. Los valores de dureza resultan ligeramente inferiores a los valores reales.
4. La aplicación de la carga debe hacerse de manera perpendicular a la superficie de la probeta.

El ensayo de dureza desempeña un papel importante en la determinación de las características mecánicas de un material, es frecuente que estos resultados se tomen como base para la aceptación o rechazo de las piezas determinadas. [36]

2.17 TENACIDAD Y PRUEBA DE IMPACTO

La tenacidad es una medida de la cantidad de energía que un material puede absorber antes de fracturarse. Esta propiedad es de importancia en la ingeniería cuando se considera la capacidad que tiene un material para soportar un impacto sin que se produzca la fractura. En la siguiente figura se muestra esquemáticamente una maquina sencilla para prueba de impacto. Una de las formas de utilizar este aparato consiste en colocar una probeta Charpy con muestra con una muesca en V a lo largo junto a los brazos paralelos de la maquina (tal como se muestra en la parte, superior.) [24]

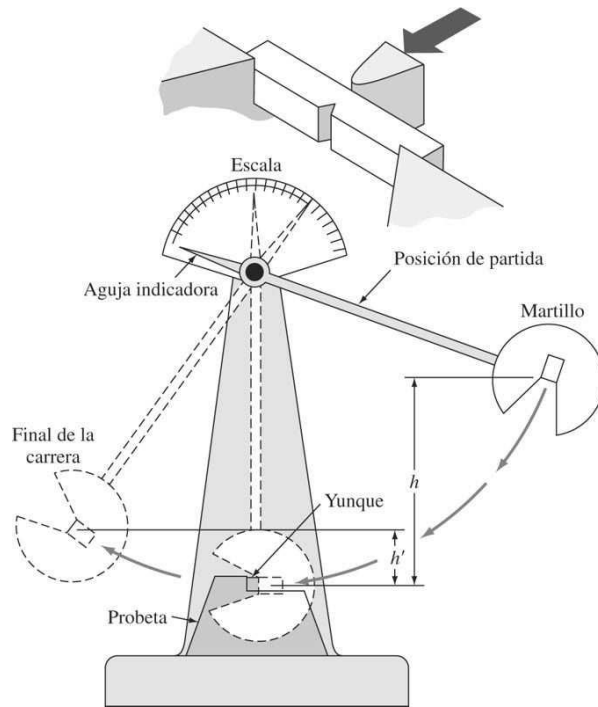


Figura 2.23 Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales. (Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales)

CAPITULO 3

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1.- ACERO A ESTUDIAR

Para la elaboración de la presente tesis se adquirió un acero de bajo porcentaje de C y de baja aleación, específicamente de un acero AISI 8620. Con la finalidad de determinar y comparar sus propiedades mecánicas con distintos tratamientos térmicos intercríticos. Inicialmente se analizó la composición química del acero adquirido y de esta forma poder compararlo con la composición del acero reportado en la literatura para un acero AISI 8620.

3.2.- CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DEL ACERO AISI 8620

Se realizaron distintos ensayos mecánicos para caracterizar al acero en su condición de llegada. Primero se preparó una muestra a partir de la barra de acero AISI 8620 de $\frac{3}{4}$ de pulgada de diámetro, se cortó una muestra con dimensiones de $\frac{3}{4}$ de pulgada de diámetro con 1 cm de largo, para realizar microscopía óptica y prueba de dureza.

En este caso se analizó solo una cara transversal, sin embargo, la preparación de la muestra comienza en las dos caras. Primero se empareja y se eliminaron las líneas burdas producidas por corte de segueta, para lo cual se utilizó una desbastadora de banda enfriada por agua, con lija #80 de gran tamaño de grano para el facilitar el desbaste.



Figura 3. 1 Desbastadora de banda.

Teniendo lista las caras libres de líneas burdas se procedió continuar con el desbaste grueso para lo cual se utilizó una desbastadora radial o de plato de 8 pulgadas de diámetro. Se utilizaron una serie de lijas de la forma del plato de la desbastadora, las cuales se fijaron al plato mediante un arillo metálico para sujetarlas. Al finalizar cada serie de lija es necesario lavar minuciosamente con agua la desbastadora radial y la muestra para evitar partículas de las lijas anteriores se trasladen a la siguiente lija y esto pueda rayar la cara a analizar. El número de las lijas que se utilizaron fueron: #120, #220, #320, #500, #600, #1200, #1500, #2000, y estas van en aumento desde la lija más gruesa a la más delgada.



Figura 3. 2 Desbastadora radial.

Al concluir con la lija #2000 se lavó minuciosamente con agua la pulidora y las muestras para proceder al pulido fino. Solo se pulió una cara de la muestra, se utilizó un paño y alúmina en polvo (Al_2O_3) de tamaños de $1\ \mu\text{m}$ y de $0.3\ \mu\text{m}$. Los paños se instalaron en la misma desbastadora, pero ahora con el paño, y este se fijó con un arillo metálico para sujetarla al plato. El procedimiento seguido fue el siguiente: se añadió al paño la alúmina de $1\ \mu\text{m}$, esta se espolvorea, y luego se expande en el palto con un poco de agua. Esta alúmina se utilizó para eliminar las líneas de la lija de #2000, haciendo movimientos circulares en contra el movimiento del plato que contiene al paño para evitar la formación de “colas de cometa”, que a veces son producidas durante el pulido fino. Cuando ya no se mostraban las líneas de la lija #2000, se lavó la pulidora y la muestra, luego se continuo con la alúmina del $0.3\ \mu\text{m}$ al igual que la anterior con movimientos circulares para darle un acabado más fino, que es llegar a un acabado a espejo de la cara pulida.

Al terminar de pulir, se lavó con agua la cara pulida, se vertió rápidamente acetona en la cara pulida eliminando el agua de la superficie, para tratar de evitar la oxidación de la cara pulida, y finalmente se secaron profusamente con una pistola de aire caliente.

3.3.- MICROSCOPIA ÓPTICA

Se procedió a analizar la cara pulida del acero a estudiar para ver su microestructura de llegada. Se preparó un reactivo que se utiliza para atacar aceros al C, y cuyo nombre es Nital, que está compuesto de alcohol metílico y HNO_3 concentrado, y se prepararon 100 ml, utilizando 95 ml de alcohol y 5 ml de HNO_3 . Se tomó la muestra con unas pinzas con la cara pulida hacia arriba, se vierte unas gotas de Nital sobre la muestra, teniendo en cuenta que la muestra se lavó y seco previamente. Al aplicar el Nital, se tuvo que dispersar por toda la cara pulida para garantizar un ataque homogéneo, se hicieron movimientos con la pinza o con un algodón para dispersar el Nital por toda la cara.

Se dejó que el Nital hiciera su acción durante 3 a 5 segundos para que el ataque químico fuera el adecuado, inmediatamente se lavó con abundante agua y acetona, por último, se secó adecuadamente para no tener problemas de secado y oscurecer de más la microestructura. Como resultado el Nital oscurece la perlita-martensita y muestra las fronteras de la ferrita, estas estructuras se analizaron posteriormente mediante microscopía óptica.

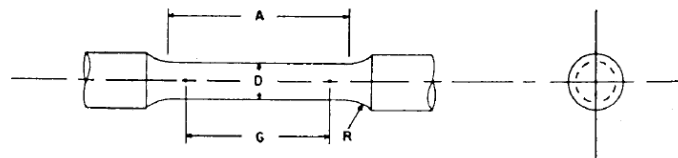
La muestra revelada se colocó en la platina del microscopio óptico metalográfico, de modo que la superficie atacada de la muestra sea perpendicular al ocular del microscopio. Se observaron con diversas ampliaciones, (20X, 50X). Una vez obtenido el ataque correcto se procedió a observar su microestructura de las muestras, observando el tamaño de grano, los límites de grano y diferentes fases. Se procedió a capturar imágenes de las zonas de interés.

3.4.- ENSAYO DE DUREZA

La prueba de dureza se llevó a cabo en una máquina de dureza con una caratula digital marca Buehler modelo Macromet 3. Con el durómetro utilizado es factible obtener lecturas en las escalas Rockwell C y Rockwell B, para el presente trabajo se utilizó un indentador de diamante esfero-cónico y con una base cuadrangular. Se colocó la muestra que anteriormente fue analizada en el microscopio metalográfico, óptico y la muestra se instaló sobre una base plana del durómetro, se giró la manivela hasta hacer una precarga de 10 kg. Se procedió a soltarle el resto de la carga y se toma lectura del resultado por último se retiraron las cargas y este procedimiento se repitió aproximadamente 5 veces por cada muestra. El procedimiento de medición se realizó en distintas locaciones de la muestra para sacar un promedio de dureza.

3.5.- ENSAYO DE TENSIÓN

Para el ensayo de tensión de la misma barra se secciono para maquinarse una probeta de $\frac{3}{4}$ de pulgada de diámetro por 90 mm de largo. La probeta se maquina bajo las especificaciones del espécimen #3 de la Norma E8 ASTM, según se muestra en la figura 3.9.



Dimensions, mm [in.] For Test Specimens with Gauge Length Four times the Diameter [E8]					
	Standard Specimen	Small-Size Specimens Proportional to Standard			
	Specimen 1	Specimen 2	Specimen 3	Specimen 4	Specimen 5
G—Gage length	50.0 ± 0.1 [2.000 ± 0.005]	36.0 ± 0.1 [1.400 ± 0.005]	24.0 ± 0.1 [1.000 ± 0.005]	16.0 ± 0.1 [0.640 ± 0.005]	10.0 ± 0.1 [0.450 ± 0.005]
D—Diameter (Note 1)	12.5 ± 0.2 [0.500 ± 0.010]	9.0 ± 0.1 [0.350 ± 0.007]	6.0 ± 0.1 [0.250 ± 0.005]	4.0 ± 0.1 [0.160 ± 0.003]	2.5 ± 0.1 [0.113 ± 0.002]
R—Radius of fillet, min	10 [0.375]	8 [0.25]	6 [0.188]	4 [0.156]	2 [0.094]
A—Length of reduced section, min (Note 2)	56 [2.25]	45 [1.75]	30 [1.25]	20 [0.75]	16 [0.625]

Dimensions, mm [in.]
For Test Specimens with Gauge Length Five times the Diameter [E8M]

Figura 3. 3 Norma E8 ASTM

Se mide el diámetro de 5 puntos equidistante de la probeta para sacar un promedio del diámetro. Para los ensayos se utilizó una máquina de tensión marca Instron modelo 4206, y la probeta a ensayar se instaló, y esta a su vez se le colocó un extensómetro de 25mm para medir la deformación. Las muestras fueron tensionadas uniaxialmente a temperatura ambiente hasta fracturarse a una razón de 5 mm/min.

Con los datos obtenidos de la celda de carga y el extensómetro se exportaron a una hoja de Excel, para facilitar la manipulación de la cantidad de datos obtenidos. Se inició el ensayo de tensión con la probeta denominada “LL”, la cual se refiere a la probeta de llegada. Se obtuvieron los datos de dos canales, con el primer canal se obtiene la primera columna de datos (canal 1). Con el cual se conoce la deformación, que sufrió la probeta durante el ensayo, y es necesario convertir los

datos de voltaje a porcentajes de deformación, por lo que se multiplica por un coeficiente de conversión como sigue.

$$\text{Deformación } \%_i = \text{Canal } 1_i \cdot 10 \quad \text{Fórmula 3. 1}$$

Antes de iniciar el ensayo se tomó 5 mediciones a lo largo de la zona de deformación de la probeta para obtener el diámetro promedio real y calcular el área transversal de la probeta.

$$A = \frac{D^2}{4} \quad \text{Fórmula 3. 2}$$

Con el segundo canal de datos (canal 2), se calcula la fuerza en Mpa es necesario convertir los valores de la base de datos. Para ello se multiplico por un coeficiente nombrado C = 14,710.5

$$P_i = \text{Canal } 2_i \cdot C \quad \text{Fórmula 3. 3}$$

Para conocer el esfuerzo, se utilizó la siguiente expresión de esfuerzo normal.

$$\sigma_i = \frac{P_i}{A} \quad \text{Fórmula 3. 4}$$

La base de datos del ensayo de la prueba para el acero en la condición de LL, y su base de datos estuvo conformada por 2,143 datos. Con los cálculos anteriores se obtuvo el % de deformación y el esfuerzo en Mpa, tal y como se muestran en la tabla 3.1.

Tabla 3. 1 Conversión de la Base de Datos en los canales 1 y 2 a deformaciones y esfuerzos respectivamente de la muestra de llegada (LL).

i	Canal 1	Canal 2	Deformación ε [%]	Esfuerzo σ [Mpa]
1	0.000170809	-0.000207411	0.00170809	-0.097878852
2	0.000317217	-0.000195211	0.003172168	-0.092121303
3	0.000256214	-0.000134207	0.002562135	-0.063333369
-	-	-	-	-
-	-	-	-	-
2142	1.240732	0.7645512	7.645512	585.5101626
2143	1.23268	0.7670645	7.670645	581.7103671

En relación con los datos de deformación y esfuerzo, se determinó su tenacidad por integración de Riemann, calculando los incrementos de “ x ” y de “ y ” que corresponde a la deformación y esfuerzo respectivamente, estos se muestran en la tabla 3.2.

$$\Delta x_i = \varepsilon_i - \varepsilon_{i-1} \quad \text{Fórmula 3. 5}$$

$$\Delta y_i = \sigma_i + \frac{\sigma_{i+1} - \sigma_i}{2} \quad \text{Fórmula 3. 6}$$

$$\text{Tenacidad} = \sum_{i=1}^n (\Delta x_i \cdot \Delta y_i) \quad \text{Fórmula 3. 7}$$

Tabla 3.2 Se muestran los porcentajes de deformación, esfuerzo, y sus incrementos respectivamente, así como su producto para la muestra de llegada (LL).

i	ε [%]	σ [Mpa]	Δx	Δy	$\Delta x \cdot \Delta y$
1	0.00170809	-0.097878852	0.00170809	-0.04893943	-8.35929E-05
2	0.003172168	-0.092121303	0.001464	-0.09500008	-0.00014
3	0.002562135	-0.063333369	-0.00061	-0.07772734	4.74E-05
-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-
2142	7.645512	585.5101626	0.017691	586.601212	10.37756
2143	7.670645	581.7103671	0.025133	583.610265	14.66788

Con los datos de obtenidos de esfuerzo y deformación se generó una gráfica en Excel. El módulo de elasticidad se calculó con la herramienta de Excel realizando una correlación de la gráfica esfuerzo-deformación.

Por otro lado, se utilizó el método grafico para la determinar el límite elástico, aquí se trazó una línea paralela de la zona elástica desplazada hasta el 2% de deformación (0.2% off set) y se registró la intercesión de la línea del 2% con la gráfica esfuerzo-deformación.

Para determinar el esfuerzo a la fractura se trazó una línea punteada del último valor de la gráfica esfuerzo-deformación en forma horizontal hasta hacerla coincidir con el eje “y” y se captura el dato en MPa.

De manera similar se determinó gráficamente el porcentaje de deformación máxima, trazando una línea vertical del último valor de la gráfica esfuerzo-deformación hasta hacerla coincidir con el eje “x” y se captura el dato.

El anterior procedimiento descrito es el que se utilizó para todas las series de muestras en las que se realizó los ensayos de tensión.

3.6.- NORMALIZADO Y TEMPLADO

Se seccionaron 12 muestras de $\frac{3}{4}$ de pulgada de diámetro con 1 cm de largo, para los tratamientos térmico. Pero antes de realizar el tratamiento intercrítico, se procedió a realizar una serie de muestras con un tratamiento de normalizado y otra serie de muestras templadas, esto con el objeto de partir de una microestructura específica que identifica a cada tratamiento, y también con el fin de comparar dichos tratamientos iniciales. Se establecieron 2 temperaturas de normalizado, la primera serie llamada M se normaliza a una temperatura 915°C enfriada al aire. La segunda series llamada N se normaliza a 925°C enfriadas también al aire al aire, estas 2 temperaturas se discutirán en el siguiente capítulo. La tercera serie llamada T se precalienta a una temperatura de 788°C por 40min y se temple por 10 minutos a una temperatura de 1090°C enfriada al aire.

3.7.- TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Tomando en cuenta el resultado de la composición química del acero de llegada, se determinaron las temperaturas mínimas y máximas de la zona intercritica de dicho acero. Para lo cual se utilizaron las siguientes expresiones.

$$A_1 \text{ } ^\circ\text{C} = 723 - 7.08 Mn + 37.7 Si + 18.1 Cr + 44.2 Mo + 8.95 Ni + 50.1 V + 21.7 Al + 3.18 W + 297 S - 830 N - 11.5 C Si - 14.0 Mn Si - 3.10 Si Cr - 57.9 C Mo - 15.5 Mn Mo - 5.28 C Ni - 6.0 Mn Ni + 6.77 Si Ni - 0.80 Cr Ni - 27.4 C V + 30.8 Mo V - 0.84 Cr^2 - 3.46 Mo^2 - 0.46 Ni^2 - 28 V^2 \quad \text{Fórmula 2. 7}$$

$$A_3 \text{ } ^\circ\text{C} = 912 - 203 \sqrt{C} + 15.2 Ni + 44.7 Si + 104 V + 31.5 Mo + 13.1 W - 30 Mn - 11 Cr - 20 Cu + 700 P + 400 Al + 120 As + 400 Ti \quad \text{Fórmula 2. 8}$$

A partir de estos datos se definieron 3 temperaturas en la zona intercritica, se tomó una muestra de cada serie y se calentó hasta la primera temperatura definida, y así para las 2 temperaturas restantes. La tabla 3.3 muestra las 3 series con sus respectivas temperaturas intercríticas.

Tabla 3.3 etiquetas específicas para cada muestra.

No.	Etiqueta de Muestras	Descripción
1	LL	Muestra de llegada
2	M ₀	Normalizada a 915 °C
3	M ₁	Temperatura intercritico baja
4	M ₂	Temperatura intercritico media
5	M ₃	Temperatura intercritico alta
6	N ₀	Normalizada a 925 °C
7	N ₁	Temperatura intercritico baja
8	N ₂	Temperatura intercritico media
9	N ₃	Temperatura intercritico alta
10	T ₀	Templada a 1090 °C
11	T ₁	Temperatura intercritico baja
12	T ₂	Temperatura intercritico media
13	T ₃	Temperatura intercritico alta

Al término de cada tratamiento térmico se realizaron las metalografías y los ensayos mecánicos dureza. Posteriormente se realizaron los ensayos de tensión. Se maquinaron las probetas conforme al espécimen #3 de la norma E8 ASTM.

CAPITULO 4

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 INTRODUCCIÓN

Tomando como base el acero SAE 8620 y los diversos beneficios de este por ser uno de los aceros más usadas en la industria por tener una buena templabilidad y como resultado altas propiedades mecánicas. Se decidió realizar un estudio del dicho acero para observar el comportamiento de un tratamiento intercritico, que se seleccionó para la elaboración del presente trabajo. Además, se discuten los diversos resultados obtenidos tanto por el efecto de los tratamientos térmicos previos y su comportamiento a un tratamiento intercritico, los diferentes resultados en cuanto a microestructura y propiedades mecánicas se refiere.

4.2 RESULTADO DE COMPOSICIÓN QUÍMICA

Se eligió el acero AISI 8620 por sus propiedades mecánicas y su bajo contenido de C, que lo hace excelente para la soldabilidad así mismo su fácil maquinado y responde excelente a tratamientos térmicos.

El acero a estudiar con clasificación AISI 8620 fue comprobado con el método de análisis químico por espectrometría de emisión óptica. Se muestra la composición química obtenida del acero a estudiar (vea tabla 4.1).

Tabla 4.1 Composición química del acero a estudiar (% en peso).

C	Ni	Cr	Mo	Mn	Cu	Si	Al	P	Co	S	Pd	Ti
0.1082	0.470	0.484	0.160	0.832	0.220	0.271	0.029	0.013	0.010	0.005	0.005	0.003

El resultado de los elementos aleantes obtenido, indico una discrepancia entre el acero a estudiar y la norma del acero AISI 8620 (vea tabla 4.2). El acero adquirido resulto tener 0.11 %C de C lo cual está fuera de rango como se puede observar, los límites aceptables del acero AISI 8620 es de 0.18 – 0.23 %C. Por lo que, fueron modificadas las temperaturas de normalizado y de templado, al ser un elemento con una influencia importante.

Sin embargo, el resto de los elementos aleantes se encontraron dentro de los límites composicionales para un acero AISI 8620, para lo cual en la tabla siguiente (tabla 4.2) se muestra una comparación de los elementos y sus porcentajes de los aceros mencionados.

Tabla 4.2 Comparación entre el acero a estudiar y SAE 8620 y SAE 8615.

	%C	%Mn	%SI	%Cr	%Ni	%Mo
Acero a Estudiar	0.1082	0.832	0.271	0.4836	0.4702	0.1604
SAE 8620	0.18 - 0.23	0.7 - 0.9	0.15 - 0.35	0.4 - 0.6	0.4 - 0.7	0.15 - 0.60
SAE 8615	0.13 - 0.18	0.70 - 0.90	0.20 - 0.35	0.40 - 0.60	0.40 - 0.70	0.15 - 0.25

Ahora bien, si observamos en la tabla el acero 8620 a estudiar se asemeja más a un acero AISI 8615 que a un acero AISI 8620 reportado en la literatura. Por lo tanto, se consideró el acero a estudiar como un acero AISI 8615, como apoyo para la elaboración del trabajo.

4.3 RESULTADO DEL DISEÑO DE LOS PROCESOS TÉRMICOS

Se diseñaron una serie de procesos térmicos, para lo cual se crearon grupos de muestras, las cuales se derivan del acero en su condición de llegada “LL “, y estas se muestran en la figura siguiente (figura 4.1).

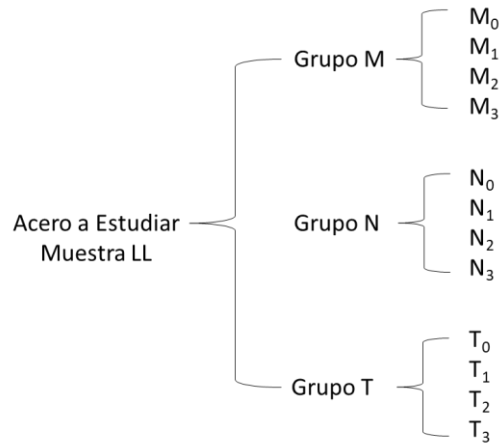


Figura 4.1 Grupo y subgrupos del acero LL.

El resultado de los diseños del tratamiento térmico para los distintos grupos de muestras M, N y T, se presentan de forma esquemática en las figuras 4.2, 4.3 y 4.4 respectivamente, el ciclo térmico para cada grupo. También se indican las distintas temperaturas tanto de austenización, como las temperaturas intercríticas seleccionadas y las velocidades de enfriamiento.

Para el primer grupo de muestras (clasificado como grupo M) se representa con la siguiente gráfica (ver figura 4.2) en donde se especifica el ciclo térmico para este grupo de muestras, y en donde se indican las temperaturas de austenización, que para este grupo fue de 915 °C, y las distintas temperaturas intercríticas aplicadas, así como los tiempos en cada una de estas etapas. También se muestran las velocidades de enfriamiento que para este grupo fue un enfriamiento al aire.

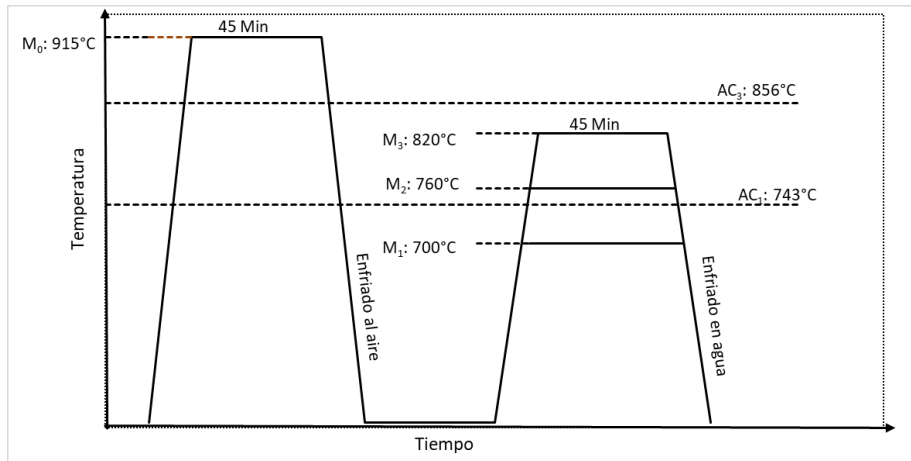


Figura 4.2 Proceso térmico para las muestras del grupo M.

El resultado del diseño del tratamiento térmico para el segundo grupo de muestras (clasificado como grupo N) se representa con la siguiente gráfica (ver figura 4.3), en donde se especifica el ciclo térmico para este grupo de muestras en donde se indican las temperaturas las temperaturas de austenización, que para este grupo fue de 925°C , y las distintas temperaturas intercríticas aplicadas, así como los tiempos en cada una de estas etapas. También se muestran las velocidades de enfriamiento que para este grupo fue un enfriamiento al aire.

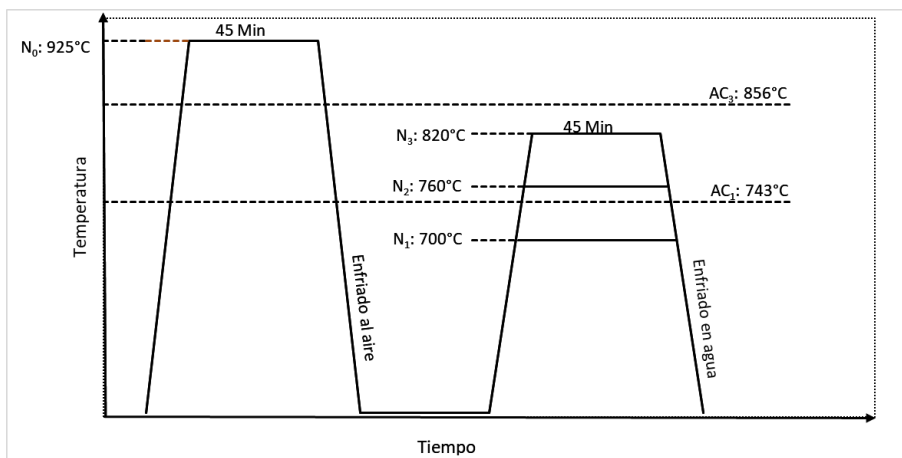


Figura 4.3 Procesos térmicos para el grupo de muestras N.

El resultado del diseño del tratamiento térmico para el tercer grupo de muestras (clasificado como grupo T) se representa con la siguiente gráfica (ver figura 4.4), en donde se especifica el ciclo térmico para este grupo de muestras en donde se indican las temperaturas las temperaturas de austenización, que para este grupo fue de 1090°C, y las distintas temperaturas intercríticas aplicadas, así como los tiempos en cada una de estas etapas.

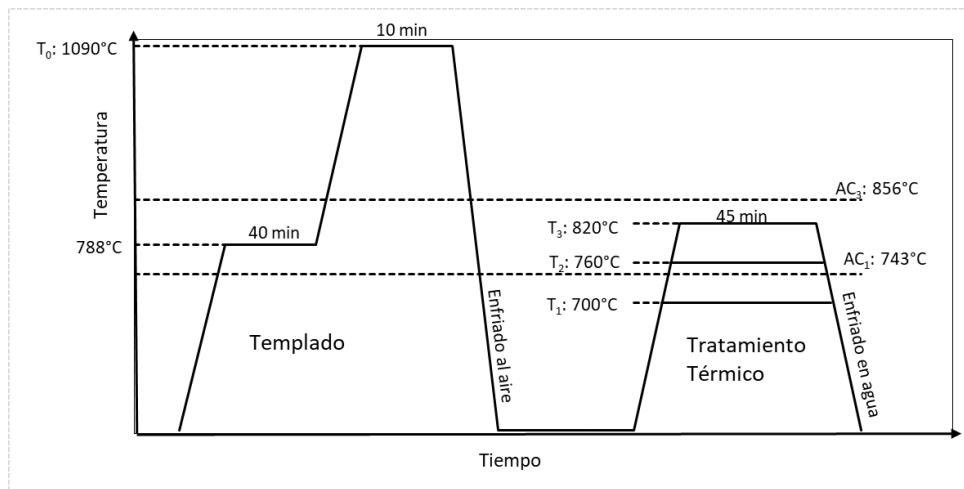


Figura 4.4 Procesos térmicos para el grupo de muestras T.

4.4 RESULTADO DE ENSAYOS DE TENSIÓN

Para las pruebas de tensión se ensayaron las muestras con las cuales se calculó el esfuerzo a la cedencia y el esfuerzo ultimo positivo. En la tabla 4.3 se concentran los resultados obtenidos.

Tabla 4. 3 Resultados de prueba de tensión.

Muestra	UTS [MPa]	σ_y [MPa]
LL	899.7	778.5
M_0	675.3	578.3
M_1	669.8	573.3
M_2	1237.7	1090.6
M_3	1336.0	1185.4

Muestra	UTS [MPa]	σ_y [MPa]
N_0	657.2	562.7
N_1	633.4	542.6
N_2	1234.8	1087.7
N_3	1479.2	1320.2

Muestra	UTS [MPa]	σ_y [MPa]
T_0	750.7	644.5
T_1	653.8	559.8
T_2	939.0	815.3
T_3	1288.4	1140.1

Los valores de resistencia a la tracción (UTS) y esfuerzo a la fluencia (σ_y) son graficados para observar el comportamiento en cada grupo de muestras que comparten la misma temperatura desde donde fueron enfriados.

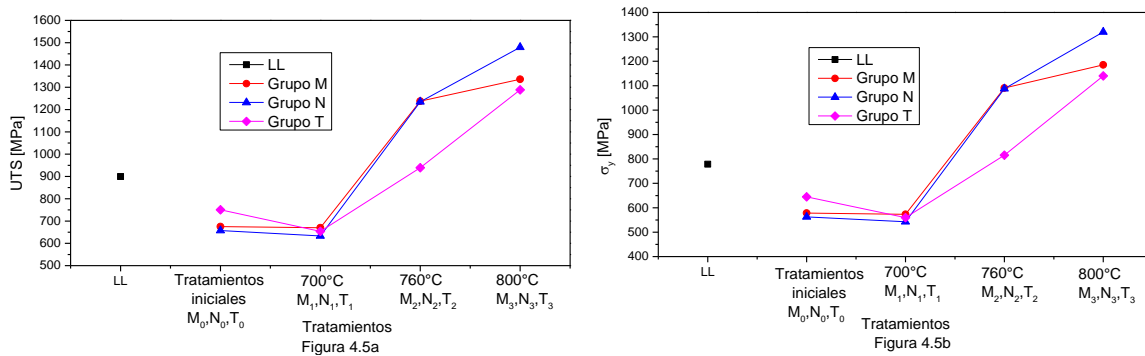


Figura 4.5a y figura 4.5b Muestran los esfuerzos a la tracción (UTS) y esfuerzo de fluencia σ_y al término de cada tratamiento térmico.

Es evidente que partiendo de los resultados obtenidos (ver tabla 4.3) en la muestra de llegada (LL) se observa una variación en la resistencia a la tracción (UTS) y resistencia a la fluencia (σ_y) respecto a las muestras normalizadas M_0 y N_0 ,

probablemente resultado de un endurecimiento por enfriado rápido en el acero de llegada (LL).

Para M_1 , N_1 y T_1 las muestras ensayadas y que correspondieron a la temperatura intercrítica más baja (700 °C) los valores obtenidos de resistencia a la tracción (UTS) relativamente bajos con valores de 669.82 MPa, 633.42 MPa y 653.78 MPa respectivamente. Igualmente la resistencia a la fluencia (σ_y) resulto relativamente bajo con valores 573.26 MPa, 542.56 MPa y 559.77 MPa respectivamente, lo cual indica la presencia de una fase muy blanda en su microestructura.

Las M_2 , N_2 y T_2 muestras ensayadas y que corresponden a la temperatura intercrítica media (760 °C) con valores superiores a los anteriores en la resistencia a la tracción (UTS) con resultados 1,237.69 MPa, 1,234.76MPa y 938.95MPa respectivamente. Igualmente la resistencia a la fluencia (σ_y) incremento considerablemente 1,090.61 MPa, 1,087.72 MPa y 815.31MPa respectivamente. Resultado de una microestructura con fases más duras como la perlita

Las M_3 , N_3 y T_3 muestras ensayadas y que corresponden a la temperatura intercrítica alta (800 °C) Los valores de resistencia a la tracción (UTS) son relativamente altos con valores 1,336.01 MPa, 1,479.19 MPa y 1,288.37 MPa respectivamente, la resistencia a la fluencia (σ_y) incremento 1,185.35 MPa, 1,320.16 MPa y 1,140.08 MPa respectivamente. El incremento en las propiedades mecánicas seguramente es debido a presencia de martensita en la microestructura.

4.5 RESULTADO DE ENSAYOS DE DUREZA

A continuación, se muestran los resultados de las pruebas de dureza de la muestras LL, normalizado a 925°C y los 3 tratamientos térmicos intercríticos del grupo de muestras M (vea tabla 4.4). Se demuestra que el acero adquirido (LL) tiene una dureza significativamente más alta que la muestra M_0 . Es evidente que la muestra

M₁ tiene una dureza relativamente baja y conforme se aumenta la temperatura desde la que se enfrió la dureza aumenta muestra M₃.

Tabla 4.4 Dureza de la muestra LL y del grupo M.

	En Condiciones de Normalizado a 915°C				
	LL [HRC]	M ₀ [HRB]	M ₁ [HRB]	M ₂ [HRC]	M ₃ [HRC]
Prueba 1	24.1	90.6	91.3	34	41
Prueba 2	27.0	92.3	91.5	40	40
Prueba 3	26.5	93.3	92.8	42	44
Prueba 4	26.2	93.2	92.5	42	45
Promedio	25.9	92.3	92.0	39	42

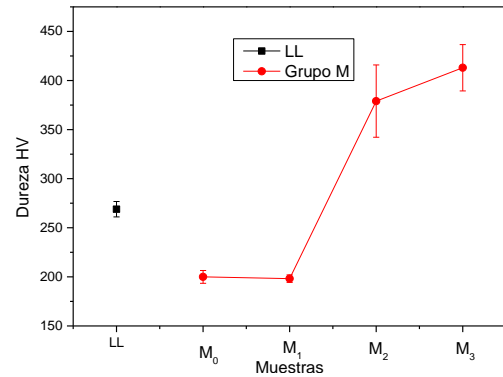


Figura 4.6 Dureza en Vickers (HV) de muestras LL y grupo M.

La siguiente tabla muestra los resultados del grupo N, normalizado a 925°C y los 3 tratamientos térmicos intercríticos (vea tabla 4.5). En este grupo se muestra la dureza más baja de todas las muestras con un valor de 91.3 HRB, también se muestra la dureza la alta con 46.3 HRC.

Tabla 4.5 Resultados de dureza del grupo N.

	En Condiciones de Normalizado a 925°C			
	N ₀ [HRB]	N ₁ [HRB]	N ₂ [HRC]	N ₃ [HRC]
Prueba 1	90.0	89.6	38.3	45.5
Prueba 2	92.2	89.9	39.7	48.0
Prueba 3	91.3	90.0	40.8	46.7
Prueba 4	91.8	89.9	38.8	44.8
Promedio	91.3	89.9	39.4	46.3

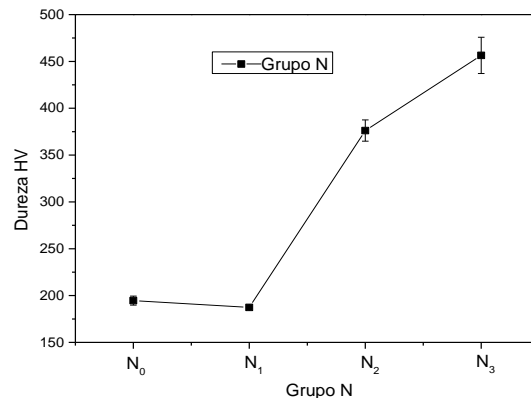


Figura 4.7 Dureza en Vickers (HV) grupo N.

Por último, se muestran los resultados de las muestras de templado grupo T y los 3 tratamientos térmicos intercríticos (vea tabla 4.6).

Tabla 4.6 Resultados de dureza del grupo T.

	En Condiciones de Templado			
	T ₀ [HRB]	T ₁ [HRB]	T ₂ [HRC]	T ₃ [HRC]
Prueba 1	94.6	90.1	28.3	40.5
Prueba 2	96.8	91.3	27.4	41.8
Prueba 3	96.3	91.4	30.6	40.3
Prueba 4	97.7	91.5	25.6	41.8
Promedio	96.4	91.1	28.0	41.1

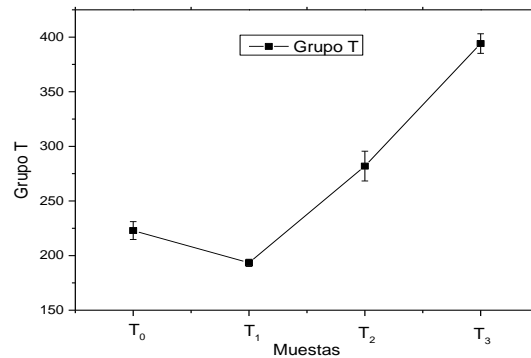


Figura 4.8 Dureza en Vickers (HV) grupo T.

4.6 RESULTADO DE ANÁLISIS METALGRÁFICO

A continuación, se muestran las metalografías obtenidas en las distintas condiciones. Partiendo inicialmente del acero en la condición de llegada (LL) y posteriormente las metalografías obtenidas de los resultados de los tratamientos térmicos y de los tratamientos intercríticos. Para lo cual utilizando un microscopio óptico se capturaron las imágenes de las muestras obtenidas con el fin de analizar las microestructuras.

Los resultados de la metalografía de la muestra LL mostro una estructura heterogénea, compuesta esencialmente de ferrita equiaxial y de bloques o (aciculares) y también de ferrita Widmanstätten, en la morfología predominante es de esta ferrita. Lo cual indica durante el proceso de fabricación de la barra se tiene una mayor velocidad de enfriamiento, esto se puede comprobar con la dureza y en la tabla 4.4. Con el programa MagniSci se tomó un área de 150µm X 100µm de la figura 4.9 y se seleccionó 10 granos para tomar sus dimensiones.

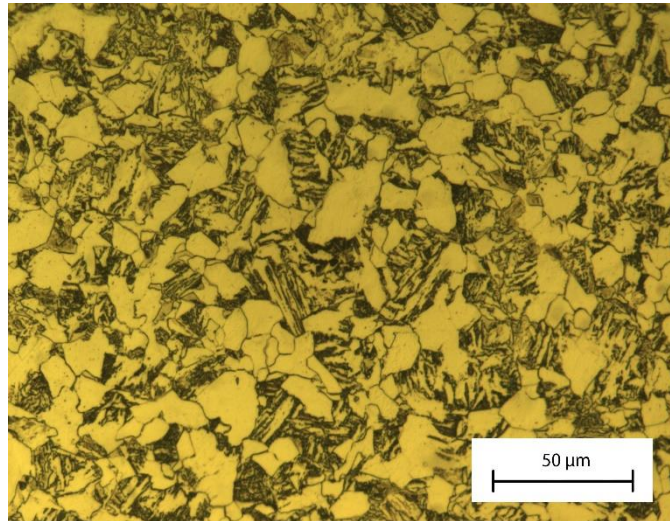


Figura 4.9 Metalografía de Muestra LL X50.

Tabla 4.7 Dimensiones de Granos LL

Muestra LL				
Grano	Área [μm ²]	Perímetro [μm]	Longitud [μm]	Ancho [μm]
1	371.37	155.72	35.142	15.63
2	172.75	90.417	23.253	12.3
3	74.891	57.69	12.03	8.735
4	117.25	50.652	13.372	12.34
5	98.4	56.779	14.405	9.913
6	28.063	23.248	6.8575	5.523
7	46.22	46.747	10.949	7.299
8	52.838	53.608	9.7958	8.809
9	23.818	27.663	8.0236	4.723
10	42.59	36.184	10.796	6.109
Minimo	23.82	23.25	6.86	4.72
Maximo	371.37	155.72	35.14	15.63
Promedio	102.82	59.87	14.46	9.14

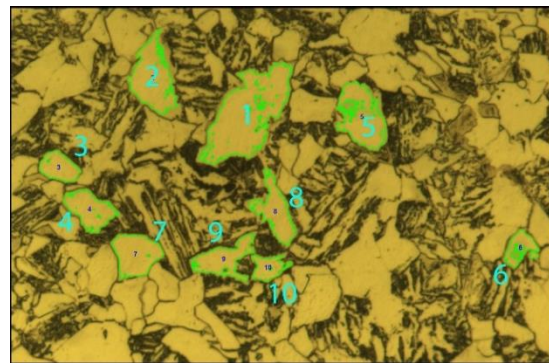


Figura 4.10 Sección de la figura 4.5, y granos delimitados.

En la metalografía de la muestra N₀, vea figura 4.11. Se muestra una predominante ferrita equiaxial con escasas ferrita de bloque y también existe perlita fina.

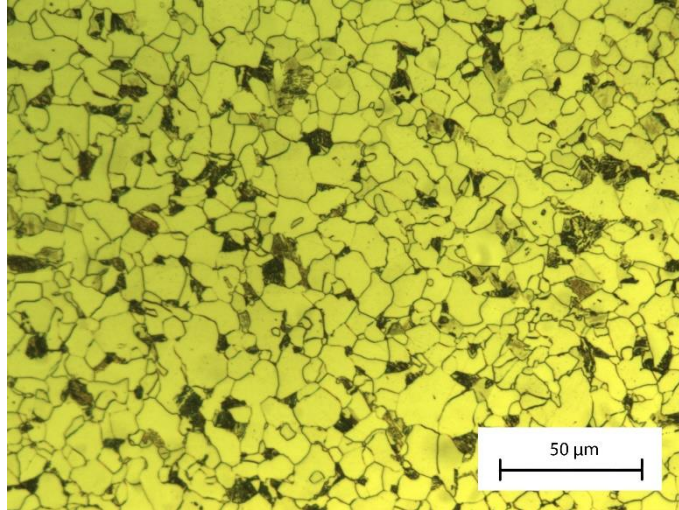


Figura 4.11 Metalografía de Muestra N₀ X50.

Tabla 4. 8 Dimensiones de Granos N₀

Muestra N ₀				
Grano	Área [μm ²]	Perímetro [μm]	Longitud [μm]	Ancho [μm]
1	80.58	43.84	12.77	9.01
2	85.56	47.91	15.29	8.67
3	136.59	62.66	14.05	13.80
4	97.58	50.33	17.62	9.59
5	134.36	64.73	16.24	13.06
6	123.46	48.82	14.20	11.27
7	85.44	48.22	12.80	9.25
8	89.49	46.38	15.05	10.11
9	49.28	34.86	10.78	7.90
10	189.92	88.19	27.08	11.79
Minimo	49.28	34.86	10.78	7.90
Maximo	189.92	88.19	27.08	13.80
Promedio	107.23	53.59	15.59	10.44

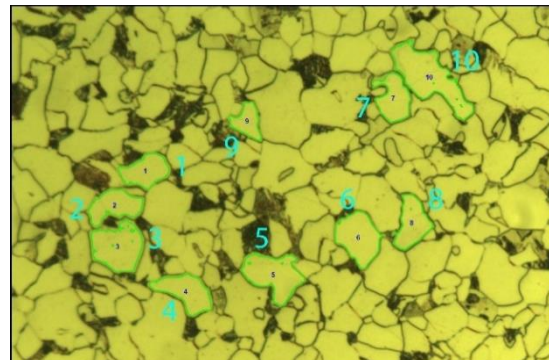


Figura 4.12 Sección de la figura 4.7, y granos delimitados.

El resultado de la muestra N₁, vea figura 4.13. Se muestra una ferrita y al interior de la perlita fina se torna una bainita superior.

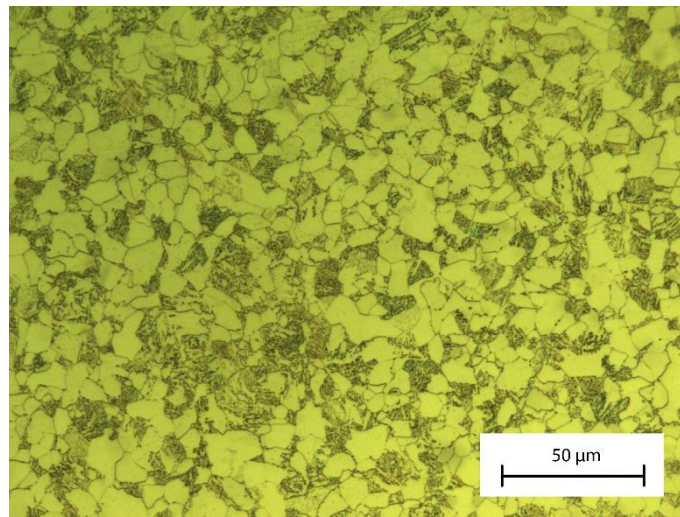


Figura 4.13 Metalografía de Muestra N₁ X50.

Tabla 4.9 Dimensiones de Granos N₁

Muestra N ₁				
Grano	Área [μm ²]	Perímetro [μm]	Longitud [μm]	Ancho [μm]
1	35.47	47.61	8.02	6.76
2	45.44	68.29	10.10	6.28
3	83.74	86.81	16.70	8.67
4	124.59	86.55	14.57	13.16
5	23.83	28.99	7.52	4.37
6	59.57	55.18	12.72	7.20
7	51.37	43.15	8.64	8.12
8	62.64	134.01	11.32	9.71
9	39.98	52.39	10.08	5.54
10	29.33	52.37	9.00	4.73
Minimo	23.83	28.99	7.52	4.37
Maximo	124.59	134.01	16.70	13.16
Promedio	55.60	65.53	10.87	7.45

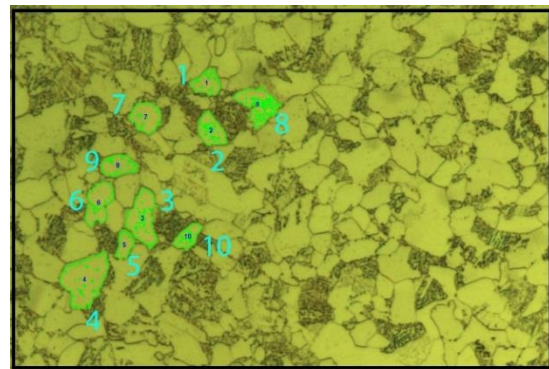


Figura 4.14 Sección de la figura 4.9, y granos delimitados.

El resultado de la muestra N₂, vea figura 4.15. Se aprecia una predominante perlita fina.

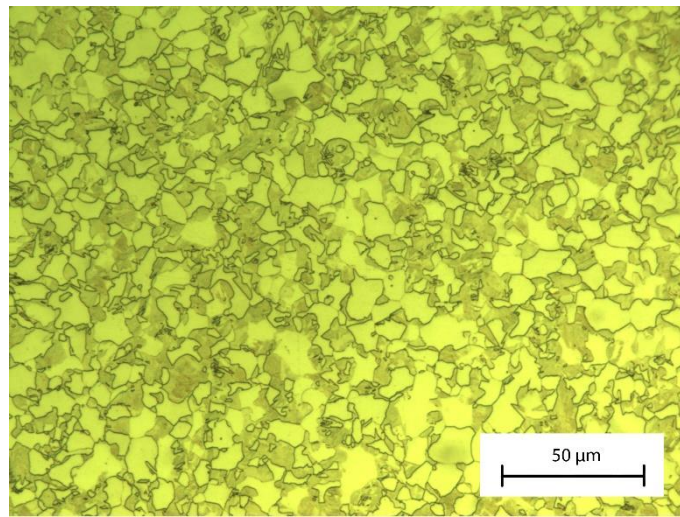


Figura 4.15 Metalografía de Muestra N₂ X50.

Tabla 4. 10 Dimensiones de Granos N₂

Muestra N ₂				
Grano	Área [μm ²]	Perímetro [μm]	Longitud [μm]	Ancho [μm]
1	123.27	76.27	16.38	12.92
2	138.33	56.61	18.30	11.51
3	61.83	55.68	10.73	9.36
4	61.85	50.75	16.94	7.27
5	43.98	28.24	9.63	6.32
6	43.56	35.15	9.53	7.36
7	64.14	41.39	9.70	9.21
8	36.18	32.74	9.06	6.91
9	21.47	21.30	8.01	4.03
10	71.34	53.45	13.89	7.72
Minimo	21.47	21.30	8.01	4.03
Maximo	138.33	76.27	18.30	12.92
Promedio	66.60	45.16	12.22	8.26

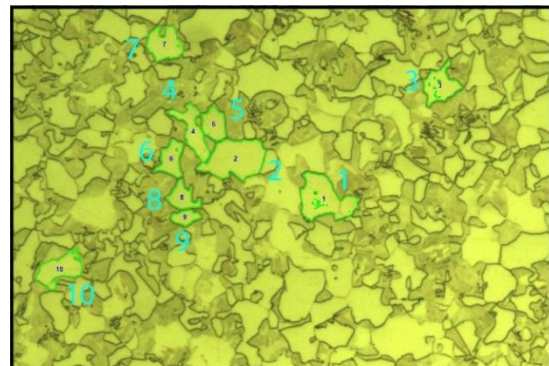


Figura 4. 16 Sección de la figura 4.11, y granos delimitados.

El resultado de la muestra N₃, vea figura 4.17. Se aprecia una mezcla de bainita superior e inferior y martensita. Con el mismo método de medición de grano, no se puede medir la austenita por lo tanto se omite para esta muestra.

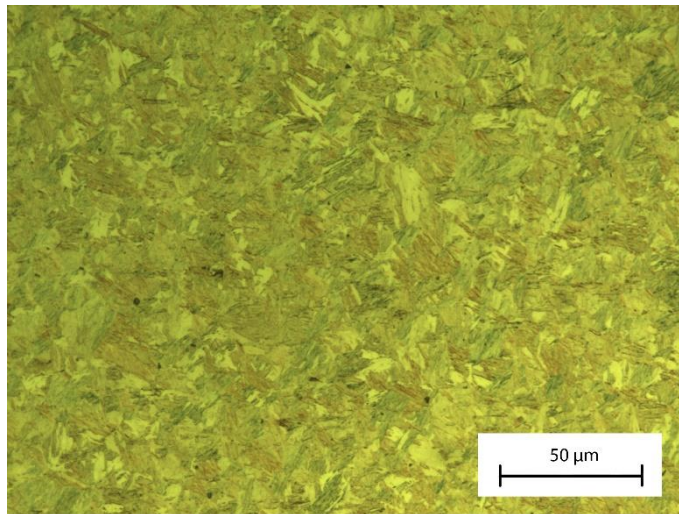


Figura 4.17 Metalografía de Muestra N₃ X50.

A continuación, se muestran las metalografías de los tratamientos térmicos del grupo T.

El resultado de la muestra T_0 , vea figura 4.18. Se observa ferrita no equiaxial, con tendencia a ser ferrita Widmanstätten.

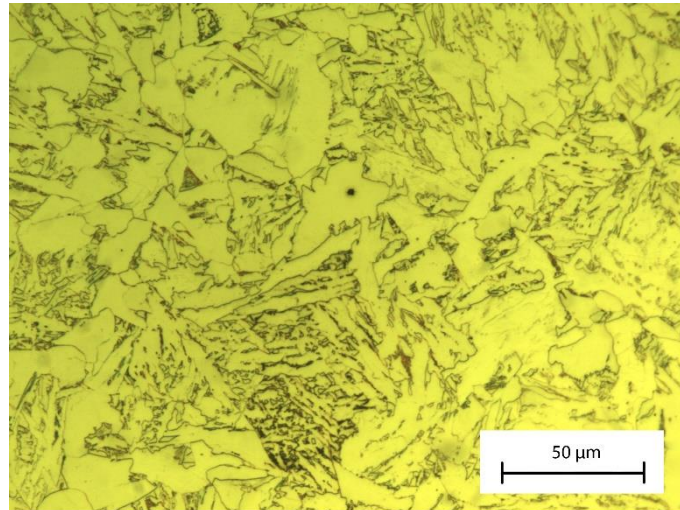


Figura 4.18 Metalografía de Muestra T_0 X50.

Tabla 4. 11 Dimensiones de Granos T_0

Muestra T_0				
Grano	Área [μm^2]	Perímetro [μm]	Longitud [μm]	Ancho [μm]
1	657.63	296.48	41.47	26.08
2	525.54	184.70	40.00	23.36
3	101.51	101.14	24.23	8.62
4	161.64	120.80	40.85	7.17
5	42.91	51.62	16.50	4.88
6	91.02	106.91	24.85	5.99
7	60.72	56.38	20.18	5.90
8	43.46	52.96	16.04	5.17
9	156.67	109.28	17.25	16.84
10	17.18	18.97	5.24	4.45
Minimo	17.18	18.97	5.24	4.45
Maximo	657.63	296.48	41.47	26.08
Promedio	185.83	109.92	24.66	10.85

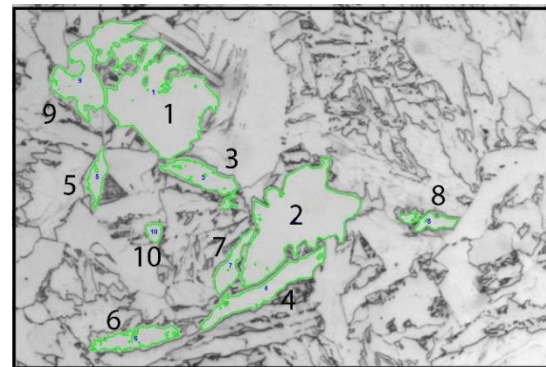


Figura 4. 19 Sección de la figura 4.14, y granos delimitados.

El resultado de la muestra T₁, vea figura 4.20. Se observa una predominante ferrita Widmanstätten con una poca presencia de ferrita equiaxial.

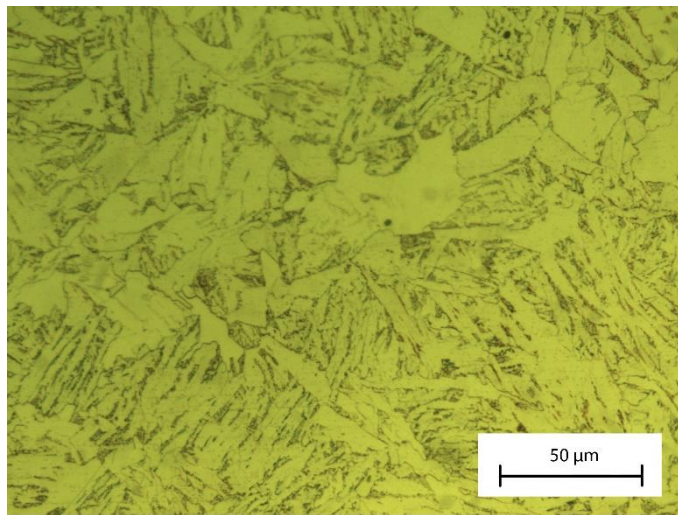


Figura 4.20 Metalografía de Muestra T₁ X50.

Tabla 4. 12 Dimensiones de Granos T₁

Muestra T ₁				
Grano	Área [μm ²]	Perímetro [μm]	Longitud [μm]	Ancho [μm]
1	76.31	47.41	19.56	5.37
2	85.67	47.30	19.12	6.28
3	30.03	24.67	8.94	5.02
4	22.74	21.52	7.64	4.34
5	28.80	23.40	8.30	5.02
6	39.85	26.61	9.07	5.55
7	132.12	55.29	16.94	11.32
8	316.97	86.82	32.31	13.15
9	186.16	75.16	24.31	13.51
10	89.14	53.74	22.63	5.40
Minimo	22.74	21.52	7.64	4.34
Maximo	316.97	86.82	32.31	13.51
Promedio	100.78	46.19	16.88	7.50

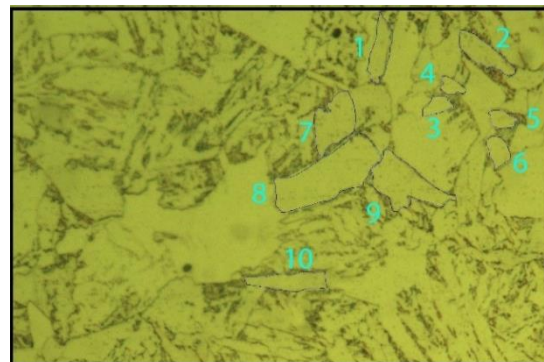


Figura 4. 21 Sección de la figura 4.16, y granos delimitados.

El resultado de la muestra T₂, vea figura 4.22. Se observa que no se alcanzó a formarse el carburo, se quedó en la interfaz de la perlita y bainitas

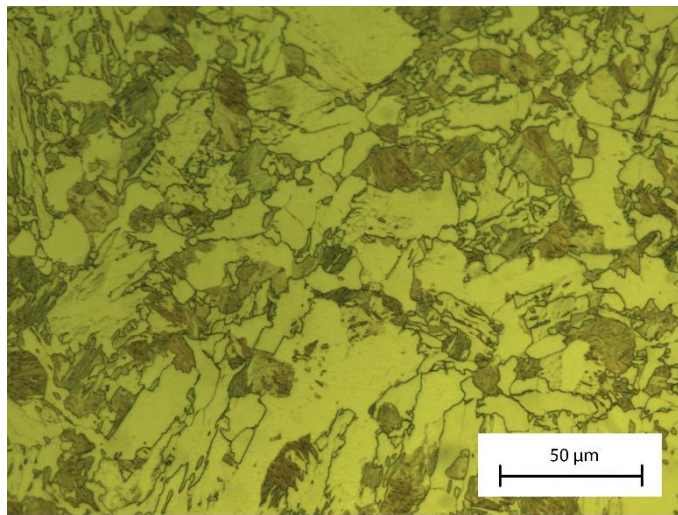


Figura 4.22 Metalografía de Muestra T₂ X50.

Tabla 4. 13 Dimensiones de Granos T₂

Muestra T ₂				
Grano	Área [μm ²]	Perímetro [μm]	Longitud [μm]	Ancho [μm]
1	115.27	187.64	21.93	10.91
2	105.29	88.71	20.35	9.44
3	152.01	148.43	20.34	13.35
4	80.92	57.32	17.90	7.34
5	45.49	33.57	9.83	6.72
6	111.36	75.69	19.54	10.56
7	170.40	135.31	28.21	10.32
8	59.57	61.32	11.65	10.19
9	69.62	80.44	10.87	10.64
10	66.62	71.44	12.13	9.13
Minimo	45.49	33.57	9.83	6.72
Maximo	170.40	187.64	28.21	13.35
Promedio	97.65	93.99	17.27	9.86

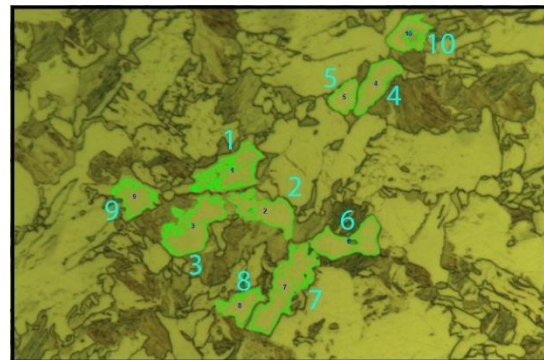
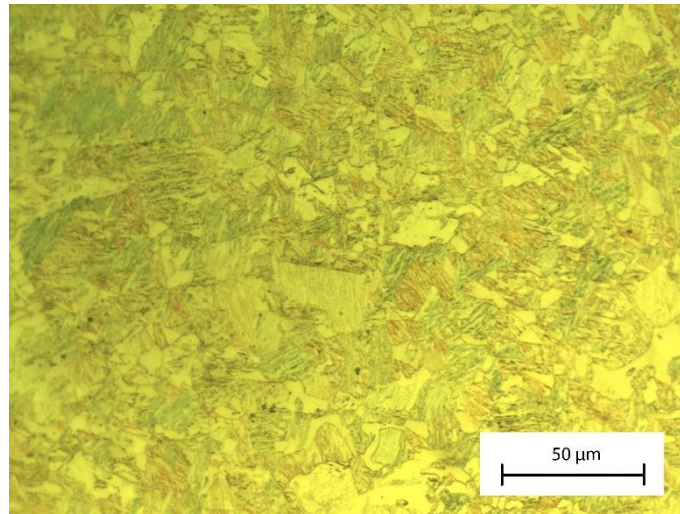


Figura 4. 23 Sección de la figura 4.18, y granos delimitados.

El resultado de la muestra T₃, Vea figura 4.24. En esta metalografía predomina la martensita a diferencia de la muestra N₃ aquí se ve más clara las agujas de martensita también existe bainita superior e inferior. Con el mismo método de medición de grano, no se puede medir la austenita por lo tanto se omite para esta muestra.



4.24 Metalografía de Muestra T₃ X50.

Se muestra una gráfica con los tamaños de grano al final de cada tratamiento térmico excepto por las muestras N₃, T₃, vea figura 4.25. Se observa una reducción de tamaño de grano para ambos grupos de muestras.

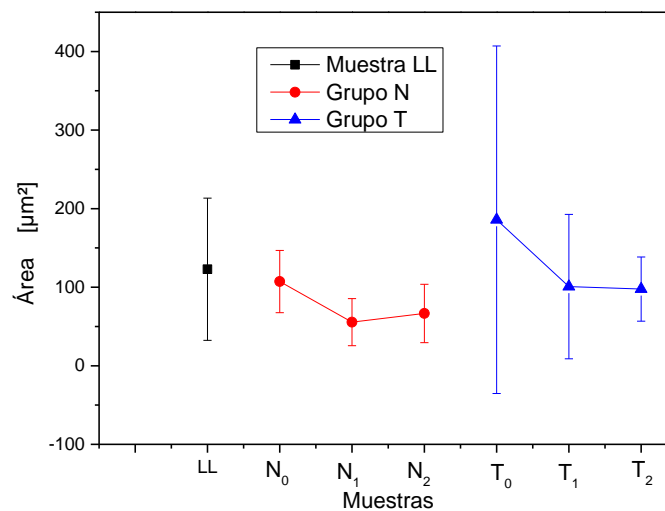


Figura 4.25 Tamaño de grano de distintas muestras

CAPITULO 5

CONCLUSIONES

1.- La composición química del acero que se adquirió no fue el mismo de la norma AISI 8620, existe una notable deficiencia de carbono, por eso es importante realizar una comprobación química antes de realizar un tratamiento térmico.

2.- Las pruebas mecánicas mostraron que entre más incrementas la temperatura entre la zona intercrítica y enfriás rápidamente aumentas notablemente su dureza, UTS y su esfuerzo a la fluencia.

3.- Las metalográficas mostraron que al enfriar desde temperatura altas en la zona intercrítica disminuye el tamaño de grano y promueve a la formación de martensita.

4.- Se muestra que el proceso térmico para la muestra N₃ obtuvo la más alta dureza, resistencia a la tracción y esfuerzo a la cedencia.

REFERENCIAS

- [1] M. Tec, «<https://metal-tec.com.mx/>,» LAS PROPIEDAD DEL ACERO ESTRUCTURAL Y SUS BENEFICIOS, 10 07 2018. [En línea]. Available: <http://info.metal-tec.com.mx/blog/las-propiedades-del-acero-estructural-y-sus-beneficios>.
- [2] bankinter, «https://blog.bankinter.com,» Por que es tan importante el acero?, 23 03 2018. [En línea]. Available: <https://blog.bankinter.com/economia/-/noticia/2018/3/23/acero-aplicaciones-uso>.
- [3] B. J, Formado de Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS), 2006.
- [4] E. P. R. Intitute, Carbono Steel Handbook, California, marzo 2007.
- [5] F. B. Alvarez, Ciencia de Materiales.
- [6] A. I. H. Committe, ASM Handbook Volume I, EUA, 1990.
- [7] C. d. I. Aceros, «American Iron and Steel Institute».
- [8] AcerlorMittal, High Strength Low Alloy (HSLA), EUROPEAN.
- [9] O. T. d. Metal, Aceros Avanzados de Alta Resistencia AHSS.
- [10] D. G. Lazaro, Tipos de aceros en las carrocerias y su reparabilidad, 2009.
- [11] A. International, High-Strenght Low-Alloy Steels.
- [12] L. A. M. Salazar, Soldabilidad de aceros IF termogalvanizados para aplicaciones automotrices.

- [13] A. International, High-strength, Low-Alloy Steels, 2001.
- [14] ArcelorMittal, Aceros Dual Phase.
- [15] F. Chile, Aceros al Manganeso.
- [16] A. D. & Production, Gary S. Vasilash.
- [17] A. Worldwide, Extracto del catálogo de productos.
- [18] WorldAutoSteel, Dual Phase (DP) Steels.
- [19] A. M. A.Guzmán, Introducción a los Aceros con Ccomportamiento TRIP.
- [20] A. HANDBOOK, Heat treating, 1991.
- [21] M. A. R. S. M.I. Felipe Díaz del Castillo Rodríguez, Aceros,Estructuras y Tratamientos Termicos, Cuautitlan , 2012.
- [22] I. J. M. Mateo, Materiales: Principios Y Practicas.
- [23] T. Fernández, Metalografía de Aceros y Fundiciones, Gráficas UraniaGráficas Urania S.A., 1988.
- [24] J. H. William F. Smith, «Fundamentos de la ciencia e ingeriería de materiales,» *Mc Graw Hill*.
- [25] M. Isabel, «TRATAMENTOS TÉRMICOS E DE SUPERFÍCIE,» *Prof. Escola Politécnica da Universida de São Paulo, 2002.*
- [26] H. S. R. C. C. R. Alonso Guerra Gómez, Posibilidad de Tratamientos Termicos de las Fundiciones Nodulares Producidad en el Valle de Aburra.

- [27] F. J. Belzunce, Aceros y Fundiciones, Estructuras, Transformaciones, Tratamientos Termicos y Aplicaciones, Universidad de Oviedo, 2001.
- [28] T. y. Revenido, AALBERTS INDUSTRIES.
- [29] Emison, Austempering (Templado Bainítico), Martempering, Tenifer y Q.P.Q..
- [30] J. A. Moya, Metalografía.
- [31] J. Garavito, Metalografía Protocolo.
- [32] J. H. William Smith, Fundamentos de la Ciencia e Ingenieria.
- [33] J. F. Shackelford, Introducción a la Ciencia de los Materiales Para Ingenieros.
- [34] G. C. Trujillo, Ensayo de Tracción.
- [35] G. C. y. E. Henao, Dureza Rockwell.
- [36] R. C. Hibbeler, Mecanica de Materiales.
- [37] J. S. Serra, Caracterización y comparación de las propiedades mecánicas de dos chapas de acero avanzado de alta resistencia, 2008.
- [38] UNLP, Estructura y Propiedades de las Aleaciones.
- [39] A. E. Ramírez, Trazabilidad y Unificación de las escalas Dureza en Mexico.
- [40] M. e. I. F. D. d. c. Rodríguez, Materiales y sus Propiedades.