



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
FACULTAD DE QUÍMICA

**EFFECTO DEL GRADO DE ESFEROIDIZACIÓN SOBRE LA
MAQUINABILIDAD DE ACEROS W1 CON TRATAMIENTO DE
GLOBULIZACIÓN**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

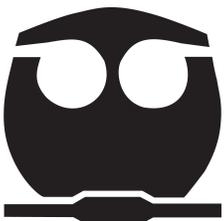
PRESENTA:

Kevin Vara Martínez

DIRECTOR DE TESIS:

Sergio García Galán

D



Ciudad Universitaria, Cd. Mx., 2019



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: Profesor: Gerardo Arámburo Pérez

VOCAL: Profesor: Sergio García Galán

SECRETARIO: Profesora: Balbina Ojeda Ramírez

1er. SUPLENTE: Profesor: Gerardo Sanjuan Sanjuan

2° SUPLENTE: Profesor: Agustín Ruiz Ramírez

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA: E

EDIFICIO "D"

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA

FACULTAD DE QUÍMICA

UNAM

ASESOR DEL TEMA:

M. EN C. SERGIO GARCÍA GALÁN

SUPERVISOR TÉCNICO :

I.Q.M. AGUSTÍN RUIZ RAMÍREZ

SUSTENTANTE :

Kevin Vara Martíne

Índice

RESUMEN.....	5
OBJETIVO GENERAL.....	6
OBJETIVOS PARTICULARES	6
HIPÓTESIS	6
CAPITULO 1. ANTECEDENTES	
1.1 ACERO	7
1.2 EL DIAGRAMA FE-C Y LAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMACIÓN DEL ACERO	8
1.3 MICROCONSTITUYENTES DEL ACERO.	10
1.4 TRATAMIENTOS TÉRMICOS MÁS USUALES DE LOS ACEROS	13
CAPITULO 2. MARCO TEORICO	
2.1 ESFEROIDIZADO.....	17
2.2 ACEROS PARA HERRAMIENTA.....	25
2.3 MAQUINADO.....	28
2.3.1 CALIDADES DEL MAQUINADO	28
2.3.2 PARÁMETROS DEL MAQUINADO	29
2.3.3 FORMACIÓN DE VIRUTA EN EL MAQUINADO	30
2.3.3.1 TIPOS DE VIRUTA	31
2.4 MAQUINABILIDAD	33
2.4.1 PRUEBAS DE MAQUINABILIDAD.....	33
2.5 TORNEADO.....	35
2.5.1 OPERACIONES BÁSICAS DE TORNEADO.....	35
2.5.2 EL TORNO	36
2.5.3 TIPOS DE TORNO	37
CAPITULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL	

3.1 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y QUÍMICA DEL MATERIAL	
DE LLEGADA	38
3.1.1 METALOGRAFÍA.....	38
3.2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS REALIZADOS PARA ALCANZAR LA	
MICROESTRUCTURA INICIAL DESEADA Y SU RESPECTIVA CARACTERIZACIÓN.	40
3.3 RECOCIDO DE ESFEROIDIZACIÓN	41
3.4 CONTEO DE ESFEROIDES	44
3.5 PROPIEDADES MECÁNICAS	44
3.5.1 DUREZA ROCKWELL A	45
3.5.2 PRUEBAS DE MAQUINABILIDAD.....	45
CAPITULO 4. ANALISIS DE RESULTADOS	
4.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA Y MICROESTRUCTURA DE LA MUESTRA DE LLEGADA	48
4.2. MICROESTRUCTURAS PERLITICAS INICIALES.....	49
4.2.1 PERLITA FINA	49
4.2.2 PERLITA GRUESA.....	50
4.3 MICROESTRUCTURAS RESULTANTES DEL TRATAMIENTO DE ESFEROIDIZACIÓN	51
4.4 RESULTADOS DEL CONTEO Y CUANTIFICACIÓN DE DIMENSIONES DE LOS	
ESFEROIDES OBTENIDOS.....	58
4.5 RESULTADOS DE LAS PRUEBAS MECÁNICAS.....	65
4.5.1 DUREZA	65
4.5.2 MAQUINABILIDAD	66
4.5.2.1 FOTOS DE LA VIRUTA OBTENIDA	68
CAPITULO 5. CONCLUSIONES	
CONCLUSIONES.	75
BIBLIOGRAFÍA.	76

Resumen.

El tratamiento térmico de esferoidización se aplica principalmente a los aceros de medio y alto contenido de carbono. El objetivo de este tratamiento es modificar la microestructura, sustituyendo las láminas de cementita en la perlita o las redes interconectadas y/o aisladas de cementita en los aceros hipereutectoides por pequeños glóbulos o esferoides de cementita distribuidos de manera homogénea en una matriz de ferrita.

Esta microestructura se prefiere en los aceros cuando se van a maquinar moldes o matrices ya que su efecto implica el aumento de la vida útil de la herramienta debido a que al no existir ya las de cementita, esta ya no se encuentra sometida a una continua carga de choques al momento de quebrar las placas durante dicho proceso.

En el presente trabajo se estudió el efecto en la maquinabilidad de aceros de aceros W1 de matriz perlítica gruesa y fina sometidos a un tratamiento térmico de esferoidización a 710°C empleando distintos tiempos de tratamiento con el fin de monitorear el progreso de la esferoidización y el cambio en las propiedades del material que conlleva dicho fenómeno.

La maquinabilidad fue evaluada en cada caso de acuerdo con el criterio de caudal de viruta desprendido en operaciones de torneado del material tratado térmicamente. Adicionalmente a esto, la forma de la viruta obtenida fue observada lo cual brindó información complementaria de esta propiedad.

Como resultado de lo anterior, se observó que para tiempos de tratamiento más prolongados, en las microestructuras obtenidas disminuía la cantidad de perlita y las dimensiones de los esferoides generados incrementaron. Este cambio en la microestructura propició el aumento de la maquinabilidad y una disminución de la dureza, tales efectos fueron más evidentes en el material con microestructura inicial de perlita fina.

Objetivo General.

- Establecer el efecto del tratamiento térmico de esferoidización sobre la maquinabilidad de aceros W1 de matriz perlítica.

Objetivos particulares.

- Obtener una microestructura esferoidal en aceros W1 a 710 °C partiendo de perlita gruesa y perlita fina.
- Determinar la maquinabilidad en aceros W1 esferoidizados.

Hipótesis.

- A medida que el tiempo del tratamiento de esferoidización se incrementa se obtendrán esferoides más grandes, regulares y con una distribución homogénea en la microestructura.
- La maquinabilidad será mayor con el aumento del grado de esferoidización.

Capítulo 1.

Antecedentes.

1.1 Acero.

El acero puede definirse de manera general como una aleación hierro-carbono con la adición de otros elementos en porcentajes establecidos. El contenido de carbono varía desde cantidades insignificantes hasta un 2% en peso [1].

El acero es el material ingenieril más complejo y más extensamente utilizado debido a (1) su extenso rango de propiedades mecánicas debido a sus microestructuras asociadas producidas por transformaciones de fase en estado sólido al variar la rapidez de enfriamiento desde la condición austenítica, (2) la abundancia del hierro en la corteza terrestre [2].

Los aceros pueden clasificarse por diferentes sistemas dependiendo de:

1. Su composición.
2. Métodos de manufactura.
3. Sus aplicaciones o principales características.
4. Métodos de acabado.
5. Forma del producto.
6. Microestructura.
7. Tratamientos térmicos recibidos.

El sistema más ampliamente usado para la clasificación de los aceros fue desarrollado por el Instituto Americano del Hierro y del Acero (AISI por sus siglas en inglés) y por la Sociedad de Ingenieros Automotrices (SAE), este sistema consta de cuatro dígitos numéricos para asignarle a los aceros un grado específico. Los primeros dos dígitos especifican a los principales elementos aleantes mientras que los últimos dos especifican el contenido nominal de carbono en centésimas de porcentaje.

1.2 El diagrama Fe-C y las temperaturas de transformación del acero.

En el estudio de las aleaciones hierro-carbono como lo son los aceros, es de vital importancia el conocimiento y manejo del diagrama Fe-C presentado en la figura 1, que muestra en realidad dos diagramas: el estable correspondiente al diagrama hierro-grafito (líneas punteadas) y el metaestable Fe-Fe₃C, en tales diagramas podemos apreciar las fases de equilibrio o metaestables según sea el caso, para las distintas combinaciones que se pueden dar entre la concentración de carbono y temperatura.

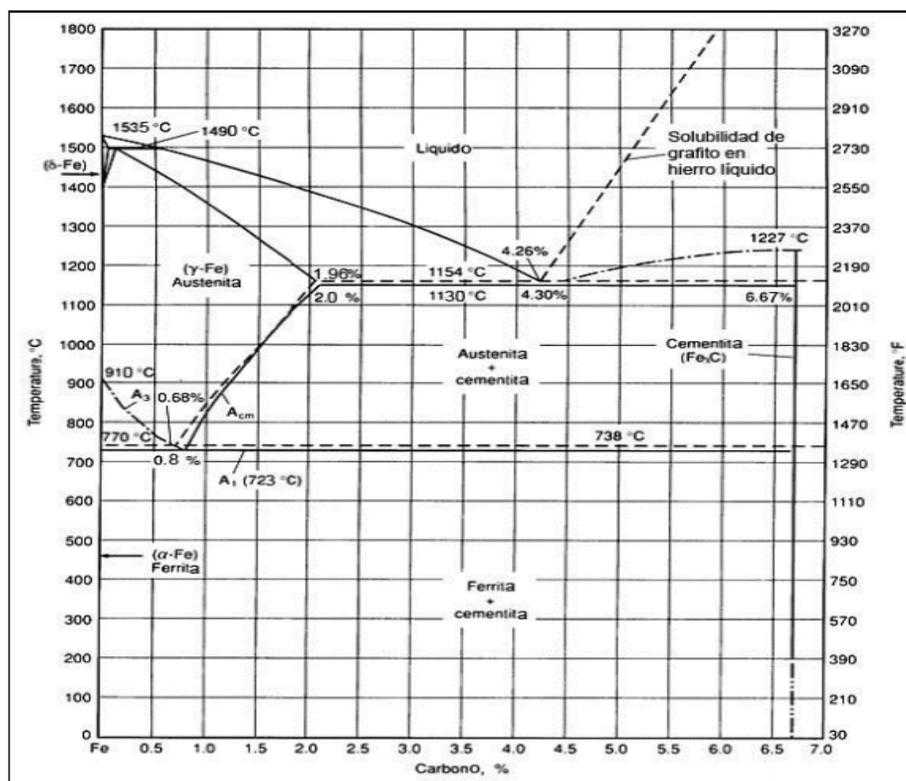


Figura 1 . Diagrama de fases Fe-C [3].

De los dos diagramas, el de Fe-Fe₃C resulta ser el de mayor impacto en los aceros.

En este diagrama se puede observar que para bajos porcentajes de carbono, se encuentra la ferrita (Fe α), que puede disolver hasta 0,025 % C a 723° C, y la

austenita (Fe γ), con solubilidad máxima de 2 % C a 1130° C. En el otro extremo se encuentra la cementita (Fe₃C). La ferrita- δ , es de menor interés excepto para aceros fuertemente aleados, y se encuentra a temperaturas más altas. Entre los campos monofásicos se encuentran regiones con mezclas de dos fases, tal como ferrita + cementita, austenita + cementita, y ferrita + austenita. A temperaturas más elevadas se halla el líquido, y por debajo de él, hay regiones de dos fases: líquido + austenita, líquido + cementita, y líquido + ferrita δ . En los tratamientos térmicos, la fase líquida siempre se evita [3].

En la tabla 1 y la figura 2 se pueden apreciar las definiciones de las temperaturas de transformación de los aceros.

Tabla 1. Temperaturas de transformación en aceros [3].

Temperatura de transformación: aquella a la que ocurren cambios de fase; algunas veces define los límites de un rango de transformación.
A _{cm} . En aceros hipereutectoides, límite de solubilidad de carbono en la austenita
A _{c1} . Temperatura a la cual comienza a formarse austenita durante el calentamiento (la c deriva del francés chauffant).
A _{ecm} , A _{e1} , A _{e3} . Temperaturas de cambios de fase en equilibrio.
A _{rcm} . En aceros hipereutectoides, temperatura a la que comienza la precipitación de cementita durante el enfriamiento (la r deriva del francés refroidissant).
A _{r1} . Temperatura a la cual se completa la transformación de austenita a ferrita o a ferrita más cementita durante el enfriamiento.
A _{r3} . Temperatura a la cual la austenita comienza a transformarse en ferrita durante el enfriamiento.
A _{r4} . Temperatura a la cual la ferrita- δ se transforma a austenita durante el enfriamiento.
M _s . Temperatura a la cual comienza la transformación de austenita a martensita durante el enfriamiento.
M _f . Temperatura a la cual finaliza la transformación de austenita a martensita durante el enfriamiento.

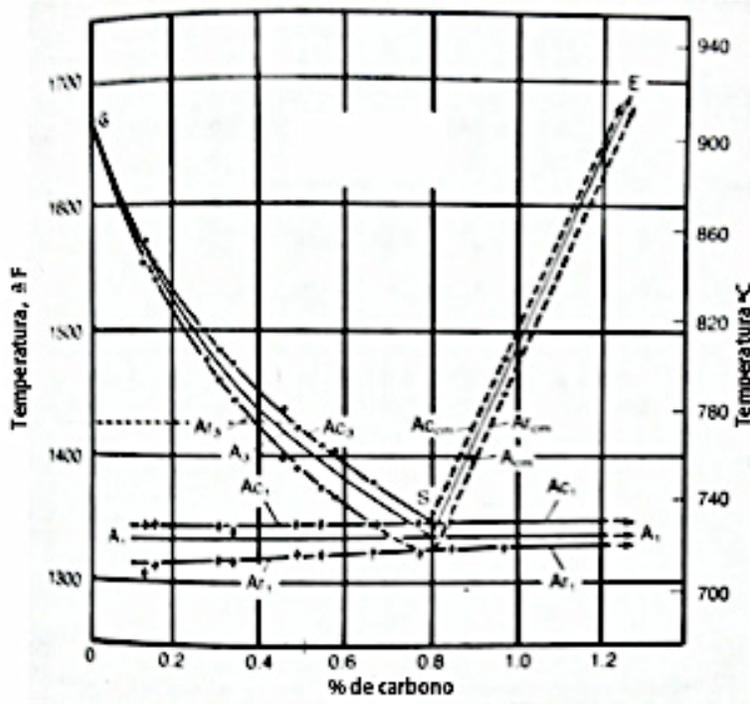


Figura 2. Temperaturas críticas de los aceros [2].

1.3 Microconstituyentes del acero.

A continuación se presentan los microconstituyentes más importantes y característicos de los aceros.

Ferrita: Este microconstituyente es una solución sólida de carbono en hierro alfa, se le considera prácticamente como hierro puro ya que su solubilidad a temperatura ambiente es de aproximadamente de 0.0018% de carbono . Su sistema cristalino es cúbico centrado en el cuerpo BCC. Tiene aproximadamente una resistencia de 28 Kg/mm², 35 % de alargamiento y una dureza de 95 unidades Vickers. La ferrita es el más blando de todos los microconstituyentes del acero [4].

La ferrita se puede presentar bajo muy diversas formas:

- a) Como fase proeutectoide que acompaña a la perlita. En este caso se presenta: 1. En forma de granos mezclados con las colonias de perlita en los aceros de menos de 0.55 % de carbono aproximadamente. 2. Estando como granos aislados entre las colonias de perlita en los aceros de 0.55 a 0.77 % de carbono, aproximadamente y 3. En forma de agujas o bandas aciculares orientadas en la dirección de los planos cristalográficos de la austenita a partir de la cuál se forma.
- b) Una segunda forma en la que aparece es como parte del microconstituyente eutectoide (perlita), formando láminas paralelas, separadas por otras láminas de cementita.
- c) En la estructura esferoidal, característica de los aceros al carbono de herramientas, recocidos a temperaturas próximas a 721°C, forma la matriz sobre la cuál se encuentran los esferoides de cementita.
- d) En los aceros hipoeutectoides templados, puede también aparecer mezclada con la martensita o con los demás elementos de transición formando zonas blancas irregulares o agujas finas, cuando las temperaturas de calentamiento han sido más bajas que la crítica (A_{c3}), el tiempo de calentamiento ha sido insuficiente o ha habido interrupciones en el enfriamiento.

Cementita: La cementita es carburo de hierro, Fe_3C , contiene 6.67 % de carbono y 93.33 % de hierro. Es el microconstituyente más duro y frágil de los aceros al carbono, la dureza de este microconstituyente es de aproximadamente 940 HV y cristaliza formando un paralelepípedo ortorrómbico (estructura ortorrómbica). Puede aparecer:

- a) Como cementita proeutectoide en los aceros con más de 0.90 % de C, formando una red que envuelve a las colonias de perlita
- b) Formando parte de la perlita, y en ese caso se le llama cementita perlítica o eutectoide, y toma la forma de láminas paralelas separadas por otras de ferrita

- c) Como cementita globular se presenta en forma de pequeños glóbulos dispersos en una matriz de ferrita cuando los aceros de 0.9 a 1.4 % de carbono han sufrido un recocido a temperaturas próximas a 721 °C
- d) En los aceros hipereutectoides templados, cuando la temperatura alcanzada ha sido superior a 721°C pero inferior a A_{cm} (780 °C) o cuando el tiempo de calentamiento no ha sido suficiente, aparece la cementita rodeada de martensita o de otros constituyentes de transición.

Perlita: Micronstituyente eutectoide formado por láminas paralelas y alternadas de ferrita y cementita, contiene aproximadamente seis partes de ferrita y una de cementita.

La distancia interlaminar de la perlita sirve para clasificarla en: perlita gruesa con una separación entre láminas de unas 400 μm y una dureza de 212 Vickers, que se obtiene por enfriamiento muy lento dentro del horno; la perlita media tiene 350 μm y 233 Vickers de dureza y la perlita fina que se obtiene cuando se deja enfriar el acero al aire, tiene 250 μm y 317 Vickers de dureza

Austenita: Es una solución sólida de carbono en hierro gamma. Su sistema cristalino es el cúbico centrado en las caras FCC. Puede contener desde 0 hasta 2.11 % de carbono y es, por lo tanto, un constituyente de composición variable. Todos los aceros se encuentran formados por granos de austenita cuando se calientan a temperaturas superiores a las críticas (A_{c3} ó A_{cm}). Su resistencia es de 88 a 105 Kg/mm^2 aproximadamente, su dureza de 317 Vickers, es poco magnética, blanda, muy dúctil y tenaz.

Martensita: Es el constituyente típico de los aceros templados, se admite que está formado por una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro alfa, y se obtiene por enfriamiento rápido de los aceros desde la temperatura de austenización [5]. Su contenido en carbono suele variar generalmente desde pequeñas trazas hasta 1% de C y algunas veces en los aceros hipereutectoides, aún suele ser más elevado.

Después de los carburos y de la cementita, es el constituyente más duro de los aceros. Tiene una resistencia de 170 a 250 Kg/ mm², una dureza de 514 a 940 HV y es magnética. Presenta un aspecto marcadamente acicular, formando agujas en zigzag, con ángulos de 60°.

La martensita cristaliza en el sistema tetragonal, estando formada su red elemental por un paralelepípedo que difiere muy poco del cubo de cuerpo centrado del hierro alfa.

Bainita: Microconstituyente metaestable duro; mezcla no laminar de ferrita y cementita en escala extremadamente fina [3]. Se llama bainita superior a la formada entre 450°C a 600 °C aproximadamente y bainita inferior a la que se forma a más baja temperatura entre 250°C a 450°C, que tiene aspecto acicular más marcado y es más fina. La bainita superior está constituida por una serie de agujas de ferrita y cementita paralelas de contorno más o menos arborescente, en cuanto a la bainita inferior, en ésta el aspecto acicular de las agujas se acentúa, decrece su tamaño y tienden a desarrollarse únicamente en determinadas direcciones [4].

1.4 Tratamientos térmicos más usuales de los aceros.

Los tratamientos térmicos buscan modificar las propiedades y características de los aceros, estos consisten en calentar y mantener durante un cierto tiempo las piezas o herramientas de acero a la temperatura seleccionada , y posteriormente enfriarlas bajo condiciones controladas. De esta forma, se modifica la microestructura de los aceros, se presentan transformaciones físicas y a veces también hay cambios en la composición química del acero. El tiempo y la temperatura se determinan previamente de acuerdo con: la composición del acero, la forma y el tamaño de las piezas y las características que se desean obtener [4].

Los tratamientos térmicos del acero se basan en la aplicación de las transformaciones microestructurales que experimenta el acero (transformaciones alotrópicas) y de los procesos de recristalización y de difusión. Casi todos los

procesos básicos de tratamientos térmicos para aceros incluyen la transformación o descomposición de la austenita. Los tratamientos térmicos en los aceros se clasifican en seis grupos principales [6]:

- a) Los recocidos
- b) El normalizado
- c) El temple o templado
- d) El revenido
- e) Tratamientos térmicos isotérmicos
- d) Tratamientos superficiales en los que hay cambio de composición

Recocido: Con este nombre se conocen varios tratamientos cuyo fin primordial consiste en la eliminación de heterogeneidades microestructurales que en general, producen una baja ductilidad, insuficiente capacidad de deformación, baja resistencia a la corrosión, etc. Las principales heterogeneidades se deben a: [7]:

- La solidificación.
- Deformación plástica
- Tratamiento térmico precedente
- Tensiones residuales

En la figura 3 se muestran esquemáticamente algunos tipos de recocido, estos consisten en calentamientos a temperaturas seleccionadas, seguidos de enfriamientos lentos [4].

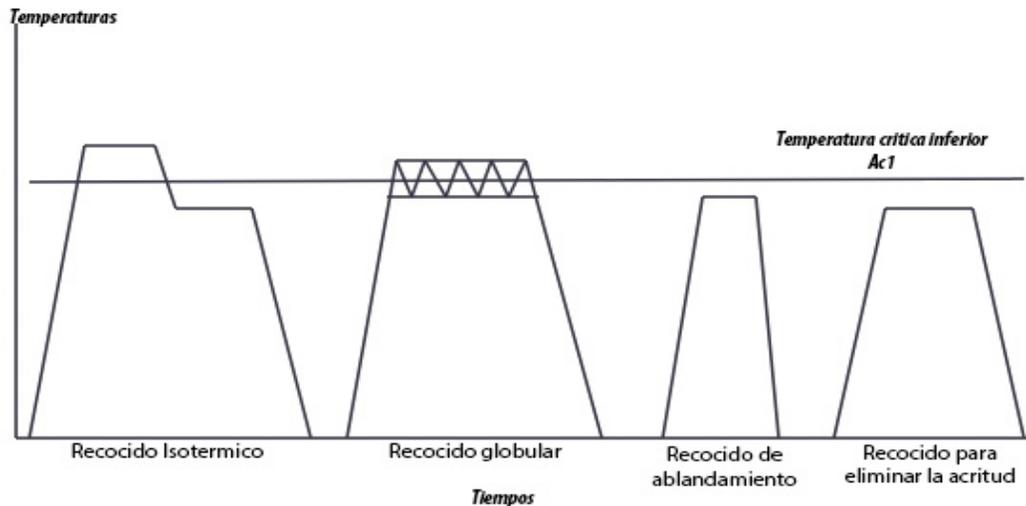


Figura 3. Algunos tipos de recocido [4].

Normalizado: Consiste en un calentamiento a temperatura ligeramente superior a A_{c3} o A_{c1} , seguido de un enfriamiento al aire.

Por medio del normalizado, se eliminan las tensiones internas y se homogeneiza el tamaño de grano del acero. Se emplea casi exclusivamente para los aceros de construcción al carbono o de baja aleación [4].

Temple: El temple involucra un calentamiento hasta la región de estabilidad de la austenita (temperatura de austenitización), mantener el material durante un cierto tiempo a esta temperatura y después un enfriamiento continuo hasta por debajo de la temperatura de inicio de la formación de la martensita (M_s), a una rapidez de enfriamiento tan grande (mayor que la crítica) que la transformación a perlita, bainita o fases proeutectoides se inhibe y el producto de la transformación será la martensita. El propósito de este tratamiento es el de obtener, para cada composición de acero, la dureza máxima [6].

Revenido: Es un tratamiento que se da a las piezas de acero que han sido previamente templadas. Con este tratamiento, que consiste en un calentamiento a temperatura inferior a la crítica A_{c1} , se disminuye la dureza y resistencia de los

aceros templados, se eliminan las tensiones creadas en el temple y se mejora la tenacidad, quedando, además, el acero con la dureza o resistencia deseadas [4].

Tratamientos isotérmicos: Son tratamientos en los cuáles, el enfriamiento de las piezas no se lleva a cabo de manera regular o progresiva, sino que se interrumpe o modifica a diversas temperaturas durante ciertos intervalos, en los que permanece el material a temperatura constante durante un tiempo [4], tal tiempo depende de factores como: composición y masa de las piezas, y de los resultados deseados. Dentro de este tipo de tratamientos se encuentran el Martempering, Austempering y el recocido isotérmico.

Tratamientos superficiales en los que hay cambio de composición: En este tipo de tratamientos se debe de cuidar el medio o atmósfera que rodea al material de trabajo durante su calentamiento y el enfriamiento, la finalidad de estos tratamientos es obtener una gran dureza superficial en la pieza final, para otorgarle al material resistencia al desgaste además de una buena tenacidad en el núcleo. Ejemplos de este tipo de tratamientos son: la cementación, la cianuración y la nitruración.

Capítulo 2.

Marco teórico.

2.1 Esferoidizado.

Un acero esferoidizado presenta una microestructura conformada por partículas de carburo esféricas uniformemente dispersas en una matriz de ferrita, dicha microestructura se puede apreciar en la figura 4. Esta estructura ofrece las mejores condiciones de maquinabilidad, la condición más dúctil y la menor dureza de los aceros al carbono, de herramienta y de otros aceros aleados de elevado contenido en carbono [4].

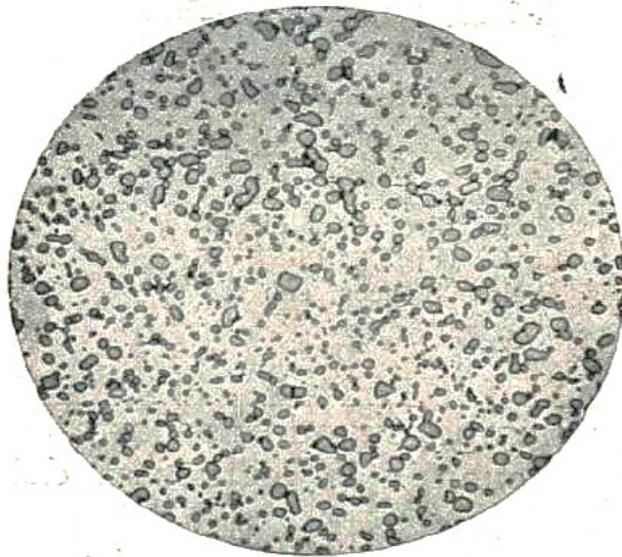


Figura 4. Microestructura esferoidizada de un acero con 1.2 % de C a 1000 aumentos [4].

La alta ductilidad de éstas microestructuras está directamente relacionada con la matriz continua de la ferrita y las partículas de carburo presentes que ofrecen poca resistencia a la deformación [8]. La buena ductilidad de la microestructura esferoidizada es muy importante para los aceros de bajo y medio carbono que han sido trabajados en frío, mientras que la baja dureza de dichas microestructuras es

muy relevante para los aceros de alto contenido de carbono que son sometidos a un extenso mecanizado previo al endurecimiento final.

Las microestructuras esferoidizadas son las más estables que pueden encontrarse en los aceros y se forman a partir de cualquier estructura previa que sea calentada a temperaturas lo suficientemente altas y durante tiempos prolongados para permitir la difusión necesaria para el desarrollo de partículas esféricas de carburo. El esferoidizado más lento está asociado con microestructuras perlíticas, especialmente aquellas con gran espaciado interlaminar. La figura 5 muestra el porcentaje de carburos que han sido esferoidizados en perlitas finas, medias y gruesas (producidas por transformaciones isotérmicas dentro de un rango de temperaturas de 550°C a 700°C) en un acero que contiene 0.74%C y 0.71%Si, empleando un recocido a 700°C. Algunos cientos de horas son requeridas para esferoidizar este tipo de microestructuras [8] .

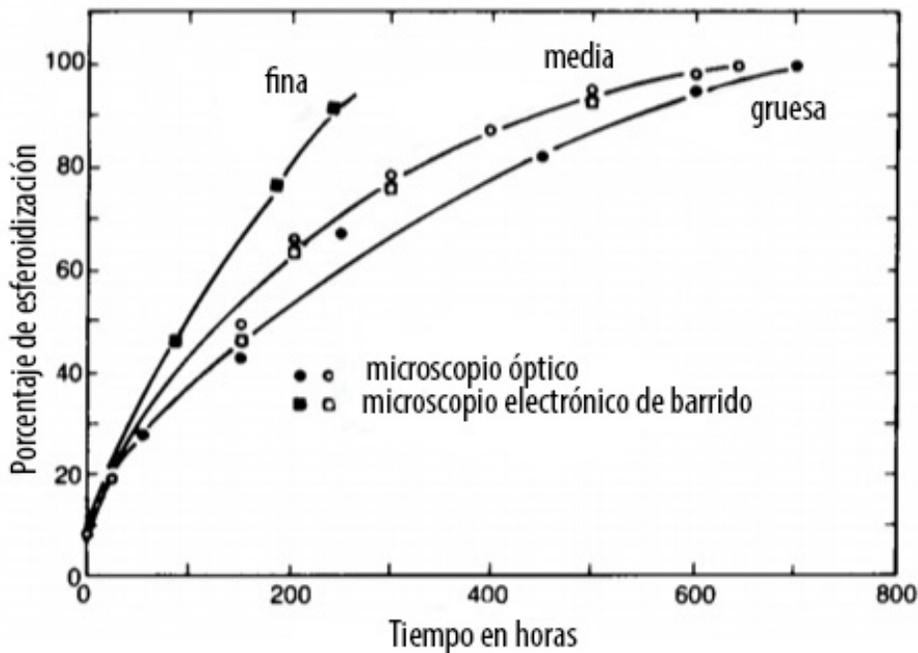


Figura 5. Progreso de la esferoidización a 700°C en perlitas finas, medias y gruesas en un acero que contiene 0.74%C y 0.71%Si [8].

El esferoidizado es más rápido si los carburos están inicialmente en forma de partículas discretas, como en la bainita, y aún más rápido si la estructura de comienzo es la martensita. El esferoidizado de una estructura martensítica se realiza frecuentemente en aceros para herramientas de alta aleación que forman martensita durante el enfriamiento al aire [8].

Las microestructuras esferoidizadas son estables porque la ferrita está generalmente libre de deformación y porque la forma esférica de la cementita es la que representa la menor área interfacial por unidad de volumen de partícula. En contraste las partículas de cementita laminar, presentes en la perlita, tienen una gran área interfacial por unidad de volumen de partícula y, por lo tanto, una alta energía interfacial. Con la finalidad de reducir la energía interfacial, las láminas o placas de cementita se rompen en pequeñas partículas que eventualmente asumen forma esférica. Una vez que las láminas se rompieron, las partículas esféricas pequeñas se disuelven y las partículas grandes crecen impulsadas por la reducción de la energía interfacial [8].

La figura 6 muestra el proceso de rompimiento de una placa individual de acuerdo a un seccionamiento en serie de una muestra tratada por 150 horas a 700°C:

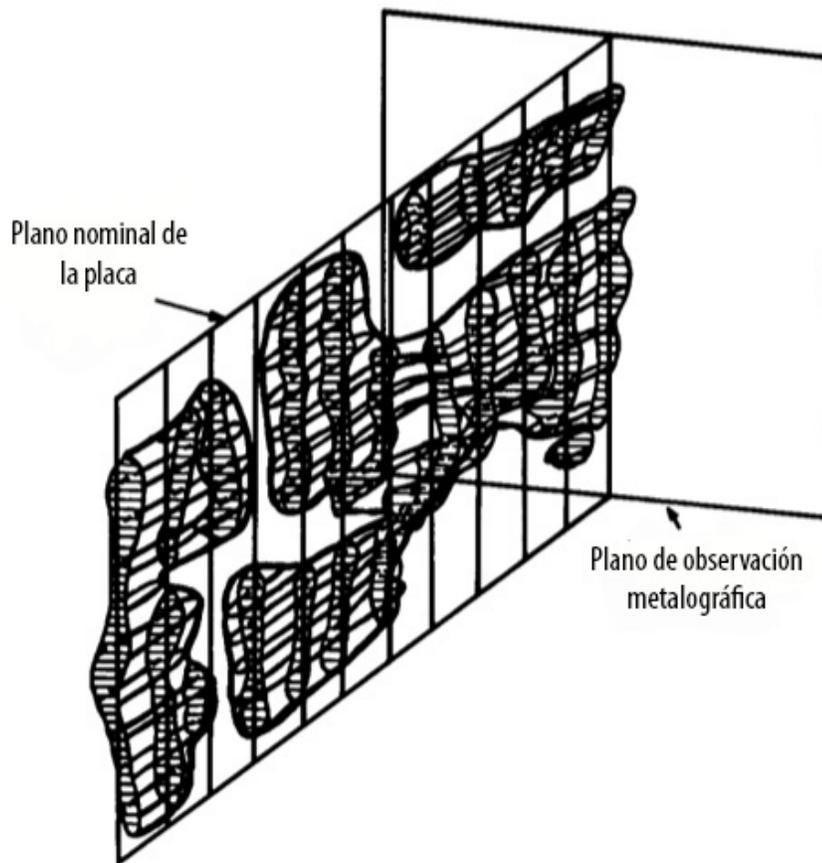


Figura 6. Representación de la esferoidización parcial en una microestructura de perlita gruesa recocida por 150 horas a 700°C [8].

La velocidad de esferoidización está directamente influenciada por la difusión del carbono en la ferrita y decrece gradualmente conforme incrementa el tamaño de las partículas esferoidizadas. La adición de elementos de aleación, especialmente elementos que son fuertes formadores de carburos como el Ti, V, Nb, etc. disminuyen la difusión del carbono en la ferrita, entonces la esferoidización se vuelve más lenta. El efecto de la difusión del carbono en la velocidad de engrosamiento de las partículas de cementita esferoidizada se describe con la siguiente ecuación:

$$r^3 - r_0^3 = \frac{8\gamma D_c C V m}{9RT} t$$

Donde [9]:

r = radio de la partícula

r_0 = radio inicial de la partícula

γ = energía interfacial entre la cementita y la ferrita,

D_c = coeficiente de difusión del carbono

C = concentración de equilibrio del carbono en la ferrita

V_m = volumen molar de la partícula

R = constante de los gases

T = temperatura absoluta

t = tiempo

Estas estructuras se pueden obtener por recocidos subcríticos o por recocidos a temperaturas ligeramente superiores al punto Ac_1 y también por recocidos a temperaturas variables y oscilantes por encima y por debajo de ese mismo punto tal y como se muestra en la figura 7. En general se suelen recomendar los recocido subcríticos para los aceros al carbono, y los recocidos a temperaturas ligeramente superiores a la crítica, para los aceros de alta aleación [4].

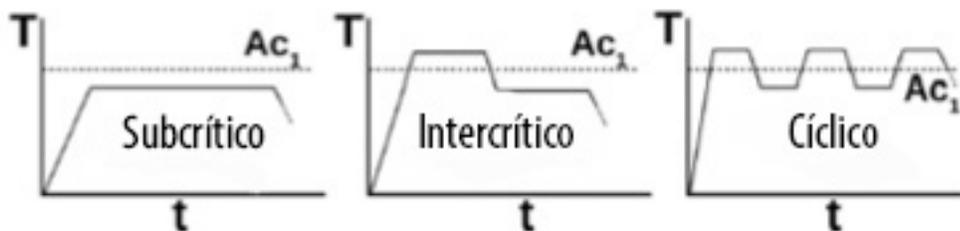


Figura 7. Diferentes tipos de recocidos para obtener una estructura esferoidizada [17].

La figura 8 muestra cual es el rango de temperaturas en el que se puede llevar a cabo el esferoidizado.

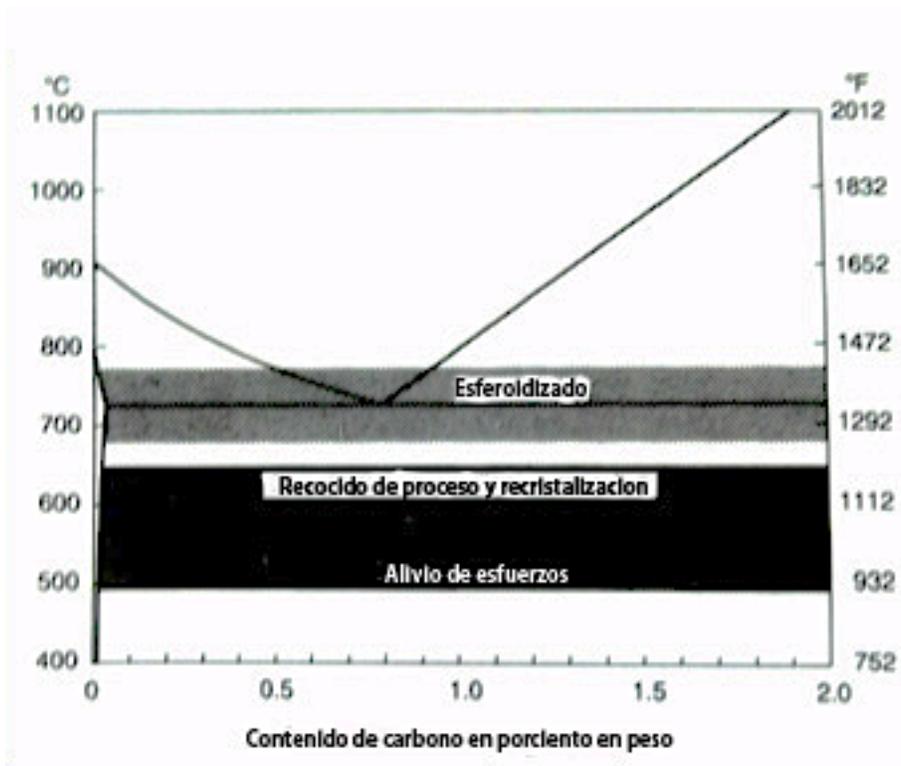


Figura 8. Porción del diagrama Fe-C con el rango de temperaturas indicado para los procesos de recocido: de recristalización, liberación de esfuerzos y esferoidización [8].

Al establecer los parámetros del proceso de esferoidización es importante hacer una distinción entre los aceros hipoeutectoides, hipereutectoides y aleados, en cada caso es importante conocer el valor de la temperatura A_{c1} , la cual puede ser tomada de los diagramas TTT, CCT o calculada de acuerdo con la relación propuesta por Andrews:

$$A_{c1} = 739 - 22(\%C) + 2(\%Si) - 7(\%Mn) + 14(\%Cr) + 13(\%Mo) + 13(\%Ni) + 20(\%V), [^{\circ}C]$$

El tiempo de permanencia a la temperatura seleccionada es aproximadamente 1 min/mm de la sección transversal de la pieza de trabajo [2].

Para aceros aleados, la temperatura del esferoidizado puede calcularse de acuerdo con la siguiente relación:

$$T = 705 + 20(\%Si - \%Mn + \%Cr - \%Mo - \%Ni + \%W) + 100(\%V) \text{ [}^\circ\text{C]}$$

Esta relación es válida solamente para valores superiores de los siguientes elementos aleantes: 0.9% C; 1.8% Si; 1.1% Mn; 1.8% Cr; 0.5% Mo; 5% Ni; 0.5% W y 0.25% V [2].

Con base en la investigación de Kostler [2], se ha establecido un grado de esferoidización "e" que da la cantidad de cementita globular comparada con la cantidad total de cementita en un acero después del tratamiento de esferoidización; e=1 significa que se ha conseguido un 100% de cementita esferoidizada. Ya que el grado de esferoidización depende tanto de la temperatura como del tiempo usados durante el proceso de esferoidización, existen diagramas que establecen una correlación entre el grado de esferoidización con el tiempo y la temperatura de tratamiento. Un ejemplo de ello se muestra en la figura 9.

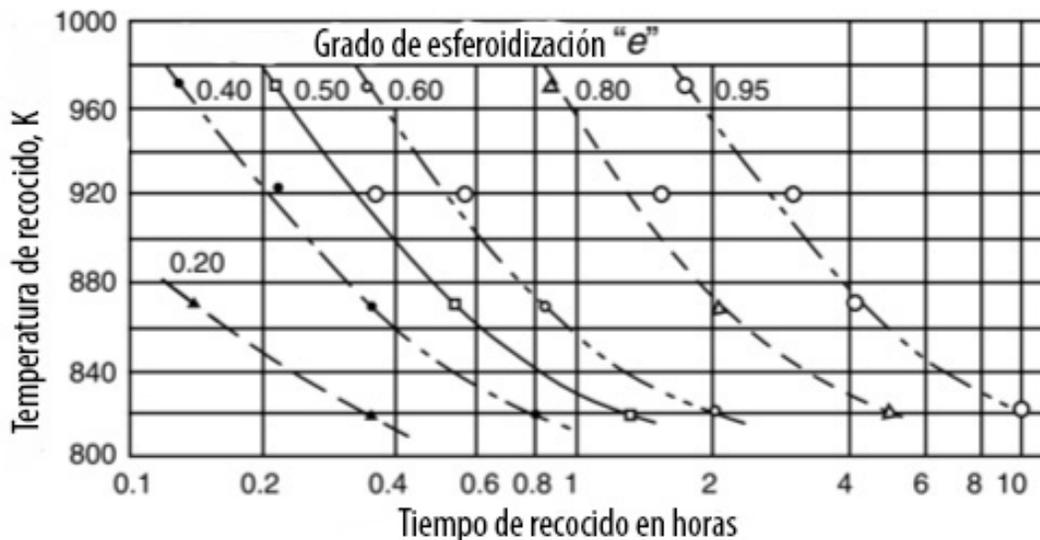


Figura 9. Diagrama tiempo-temperatura para la esferoidización de un acero no aleado DIN C35 (50% de deformación previa) [2].

El grado de esferoidización, especialmente alrededor del 80% ($e=0.8$), tiene una considerable influencia sobre la resistencia a la tracción, el esfuerzo de cedencia y elongación, tal y como se observa en la figura 10.

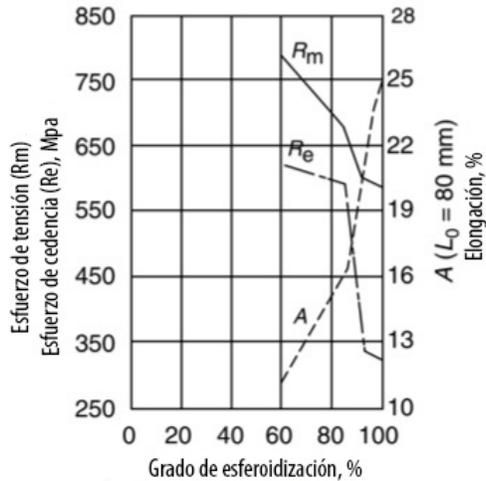


Figura 10. Cambio de la resistencia a la tracción, esfuerzo de cedencia y elongación con el incremento del grado de esferoidización en un acero eutectoide no aleado DIN C75 [2].

Así como se puede ver en la figura 11, la dureza después del esferoidizado depende tanto del tiempo como de la temperatura de esferoidización

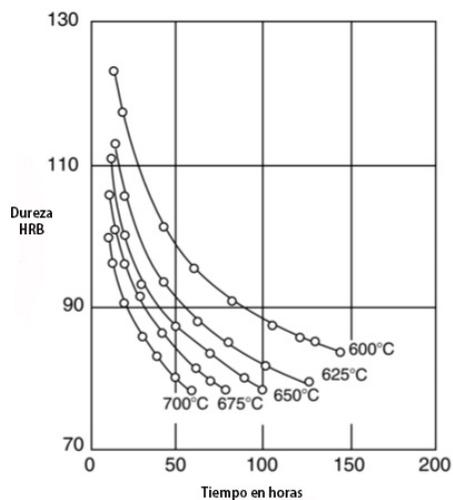


Figura 11. Dureza de un acero no aleado con 0.89 %C, después del esferoidizado [2].

La maquinabilidad de los aceros con más de 0.6% C puede ser incrementada con el tratamiento térmico de esferoidización como se muestra en la figura 12, en la cual se puede apreciar que con la disminución de la resistencia a la tracción y el incremento del grado de esferoidización se obtienen altas velocidades en la operación.

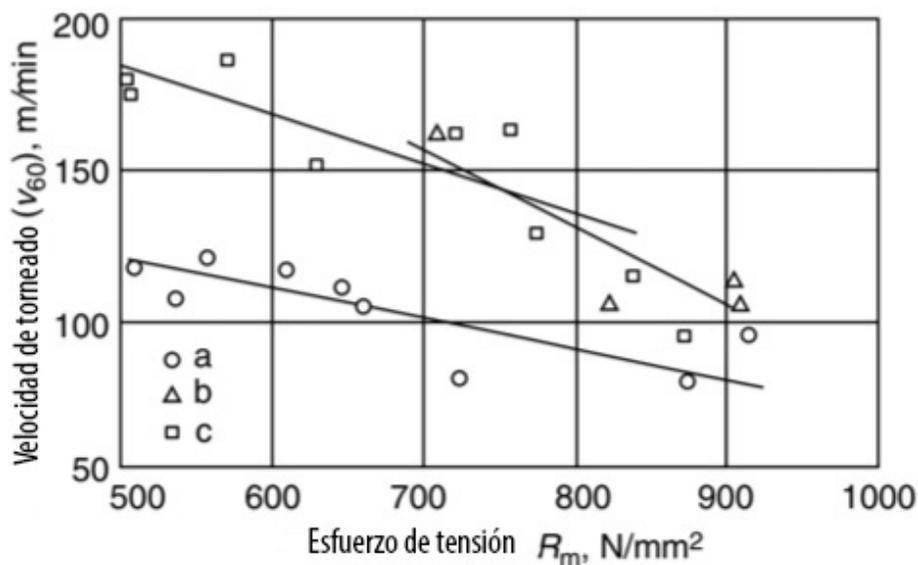


Figura 12. Relación de resistencia a la tracción y el grado de esferoidización a) menor al 30%, b) entre 40% y 60% y c) mayor al 70% [2].

2.2 Aceros para herramienta.

Los aceros para herramienta son aceros al carbono, de aleación o aceros rápidos, que pueden templarse. Pueden usarse en una gran variedad de aplicaciones en donde la resistencia al desgaste, la tenacidad y otras propiedades son necesarias para un óptimo rendimiento[10], dentro de estas aplicaciones se incluyen la manufactura de herramientas y moldes que dan forma, moldean y cortan a otros materiales, incluyendo aceros, metales no ferrosos y plásticos [11].

Estos aceros han sido organizados en grupos o tipos que los han clasificado de acuerdo con funciones específicas, como la forja, el trabajo en frío, y el

mecanizado de alta velocidad, en una variedad de condiciones de operación. La clasificación del sistema AISI organiza a los aceros de herramienta en grupos basados predominantemente en características tales como los elementos de aleación, aplicación (por ejemplo, aceros de herramienta para trabajo en frío o trabajo en caliente), o tratamiento térmico (por ejemplo, aceros para herramienta endurecidos al agua o al aceite) [11].

La tabla 2 enlista nueve grupos principales de aceros para herramienta y sus símbolos de identificación.

Tabla 2. Principales grupos de aceros para herramienta y su símbolo AISI [11].

Grupo	Símbolo de identificación
Aceros para herramienta endurecidos al agua	W
Aceros para herramienta resistentes al impacto	S
Aceros para herramienta endurecidos al aceite trabajados en frío	O
Aceros para herramienta trabajados en frío de media aleación endurecidos en aire	A
Aceros para herramienta trabajados en frío con alta aleación de cromo y alto carbono	D
Aceros de molde	P
Aceros para herramienta trabajados en caliente aleados con cromo, tungsteno y molibdeno	H
Aceros para herramienta rápidos aleados con tungsteno	T
Aceros para herramienta rápidos aleados con molibdeno	M

2.2.1 Aceros para herramienta endurecidos al agua¹.

Este tipo de aceros tienen el más bajo contenido de aleación de todos los aceros para herramienta y son esencialmente aceros al carbón. Por lo tanto, su capacidad de endurecimiento es baja, y se requiere enfriamiento con agua para formar martensita. Incluso con el enfriamiento al agua, solamente la superficie del acero podría endurecerse. Sin embargo, el alto contenido de carbono de este tipo de aceros asegura que la martensita será de alta dureza [11]. Consistentemente con

¹ Se mencionan las características principales de estos aceros debido a que se

el bajo contenido de elementos aleantes, solamente se producen carburos de hierro en estos aceros cuando se someten a distintos tratamientos térmicos.

En la tabla 3 se muestra la composición química nominal de los aceros más utilizados de este tipo [11]:

Tabla 3. Composición de algunos aceros para herramienta endurecidos al agua [11].

Clasificación AISI	%C	%Mn	% Si	%Cr	%Ni max	%Mo max	%W max	%V
W1	0.7-1.5	0.1-0.4	0.1-0.4	0.15 max	0.2	0.1	0.15	0.1 max
W2	0.85-1.5	0.1-0.4	0.1-0.4	0.15 max	0.2	0.1	0.15	0.15-0.35
W5	1.05-1.15	0.1-0.4	0.1-0.4	0.4-0.6	0.2	0.1	0.15	0.1 max

**Nota, para todos los aceros de esta tabla :0.2 %Cu max, 0.025% P max,0.025% S max*

El contenido de carbono es el principal factor que determina las propiedades y la respuesta al tratamiento térmico empleado, y el diagrama de fases Fe-Fe₃C puede ser usado casi directamente para evaluar el rango de temperaturas de estabilidad de fase y procesamiento para esta clase de aceros.

El recocido en esta clase de aceros es necesario después de la forja, del normalizado o del trabajo en frío. Los beneficios del recocido incluyen baja dureza para maquinabilidad, relajación de esfuerzos residuales inducidos por trabajo mecánico y el desarrollo de una estructura que responderá uniformemente al endurecimiento. La mejor microestructura para el maquinado de los aceros para herramienta consiste en una fina distribución de carburos en ferrita o una mezcla de perlita y carburos esferoidizados en ferrita.

El austenizado suele otorgar mejores resultados en esta clase de aceros si se lleva a cabo de manera intercrítica, de entre los beneficios que se destacan por realizar este tratamiento de esta forma se encuentra la eliminación del agrietamiento y la fragilización por enfriamiento, la reducción de la austenita retenida que de presentarse en grandes cantidades podría reducir tanto la dureza

como la resistencia al desgaste, además, los carburos que son retenidos durante el austenizado intercrítico reducen el contenido de carbono de la austenita coexistente, lo que provoca que la temperatura M_s se incremente en comparación con la que se tiene en una estructura completamente austenizada, y entonces se forma más martensita después del enfriamiento a temperatura ambiente.

2.3 Maquinado.

En el maquinado el objetivo fundamental es fabricar piezas de geometrías y dimensiones precisas partiendo previamente de un cuerpo sólido, así como mejorar el acabado superficial de las piezas previamente formadas, mediante el arranque de viruta.

Dentro de las operaciones de maquinado más importantes se encuentra el corte, mientras que el maquinado se refiere de manera general a toda acción que implique la remoción de material, el corte de metal es un concepto usado en los procesos en los que el exceso de metal es eliminado utilizando herramientas más duras, por medio de un proceso de deformación plástica extensa o por fractura controlada [12].

Los procesos básicos de corte son siete: torneado, limado, fresado, taladrado, aserrado, brochado y mecanizado abrasivo. Como materia prima para este tipo de operaciones, suelen usarse piezas moldeadas, forjadas, estampadas o laminadas.

2.3.1 Calidades del maquinado.

En el maquinado por arranque de viruta se tienen dos tipos de calidades básicas de acuerdo a la cantidad de material que se remueve y a la precisión con la que se realiza tal operación, las cuales son: desbaste y acabado

- 1) Desbaste: Lo que se pretende es eliminar el mayor volumen de viruta en el menor tiempo posible descuidando un poco la precisión con que se lleva a cabo [13]
- 2) Acabado: Con este tipo de calidad se pretende obtener formas y dimensiones requeridas con precisión sin importar que el tiempo de maquinado sea mayor

2.3.2 Parámetros del maquinado.

- Velocidad de corte (V_c): Es el movimiento de corte primario, que expresa la velocidad de la herramienta con relación a la pieza [14], se presenta generalmente en centímetros por minuto, metros por minuto o metros por segundo, cuando este parámetro es grande la vida de la herramienta se ve reducida. Las altas velocidades de corte suelen emplearse en materiales blandos mientras que las bajas en materiales duros.
- Velocidad de giro (N): Número de revoluciones que el cabezal le otorga a la pieza o herramienta en un determinado periodo de tiempo. Se mide en revoluciones por minuto y se puede calcular mediante la siguiente expresión:

$$N = \frac{1000 * V_c}{\pi * D}$$

Donde:

V_c = Velocidad de corte (en m/min)

N = Velocidad de giro (en rpm)

D = Diámetro de la pieza a maquinar (en mm)

- Avance (A_v): Longitud recorrida por la herramienta sobre la superficie de la pieza a maquinar en un tiempo dado [13]. Cuando el avance es pequeño se tiene un inadecuado rompimiento de la viruta, la vida de la herramienta se ve reducida y la calidad en la superficie maquinada es baja.
- Profundidad de corte (A_p): Distancia que penetra la herramienta en la pieza en cada una de las pasadas de un maquinado [13].

2.3.3 Formación de viruta en el maquinado

Durante el maquinado el material de trabajo se deforma de manera cortante, dicha deformación tiene lugar en una zona muy delgada de corte cuyo espesor es de pocas milésimas de pulgada, este fenómeno se conoce como corte primario.

Adicionalmente al corte primario se tiene uno secundario que es un corte adicional el cual se presenta en la viruta después de que se forma. Este corte es una consecuencia de la fricción existente entre la herramienta y la viruta cuando esta se desliza a lo largo de la cara de ataque de la herramienta [15]. El esquema de la formación de la viruta se muestra en la figura 13.

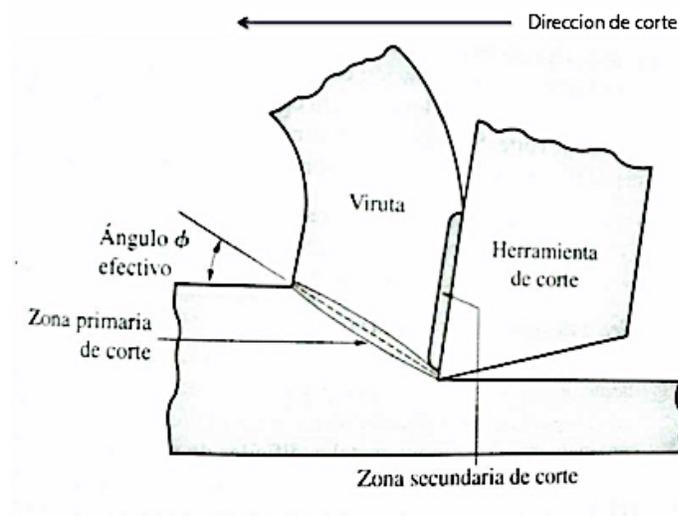


Figura 13. Esquema de la formación de viruta, se aprecian ambas zonas de corte [15].

2.3.3.1 Tipos de viruta

De acuerdo con el tipo de material que se maquina y de las condiciones bajo las cuales se realice tal procedimiento se obtendrán diferentes tipos de viruta. Existen cuatro tipos principales de forma de viruta los cuales se mencionan a continuación:

- Viruta discontinua. Las condiciones de maquinado bajo las cuales se presenta son: Altas fricciones entre la herramienta y la viruta, bajas velocidades de corte, y avances y profundidades grandes de corte. Con respecto al material, es común obtenerlas en materiales considerablemente frágiles. Su formación se da en segmentos separados que pudiesen encontrarse en ocasiones un poco unidos. La textura final del material maquinado cuando se obtiene una viruta discontinua suele ser irregular.
- Viruta continua. Se obtienen al maquinar materiales dúctiles a velocidades altas con avances y profundidades pequeños. Al obtenerlas, en el material maquinado se presenta un buen acabado superficial. Otros factores que influyen en su formación son un borde cortante bien afilado en la herramienta y una baja fricción herramienta-viruta. Cuando además de continuas son largas se vuelven problemáticas para su posterior desecho ya que pueden enredarse y además son riesgosas por el filo que podrían tener, es por ello que normalmente se utilizan rompevirutas si se sospecha su formación.
- Viruta continua con borde acumulado. Cuando se maquinan materiales dúctiles a velocidades bajas o medias de corte, la fricción entre la herramienta y la viruta tiende a causar la adhesión de porciones del material de trabajo en la cara de ataque de la herramienta cerca del filo cortante. Esta formación se llama borde acumulado (BUE, Built-Up Edge en inglés). La formación de BUE es de naturaleza cíclica: se forma y crece, luego se vuelve inestable y se rompe. Gran parte de la acumulación de BUE se la lleva la viruta, a veces acarreando porciones de la cara de

ataque de la herramienta con ella, lo cual reduce el tiempo de vida de la herramienta de corte. Sin embargo, algunas porciones de BUE pueden incorporarse a la superficie de la pieza de trabajo recién formada, ocasionando que la superficie se vuelva rugosa [15].

- Viruta dentada (escalonada). Son semicontinuas en el sentido que poseen una apariencia de diente de sierra que se produce por una deformación cíclica de viruta de alta deformación cortante, seguida de una baja deformación cortante. Este cuarto tipo está asociado con ciertos materiales difíciles de maquinar, como las aleaciones de titanio, súper aleaciones a base de níquel y aceros inoxidable austénicos cuando se maquinan a velocidad de corte elevada. Sin embargo, dicho fenómeno también sucede en metales de trabajo comunes como los aceros, cuando éstos se cortan a altas velocidades [15].

A continuación, en la figura 14, se presentan de manera visual los tipos de viruta mencionados con anterioridad.

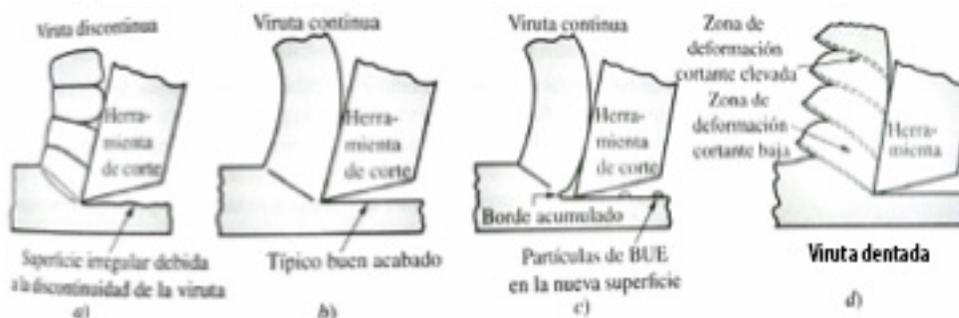


Figura 14. Tipos de viruta de maquinado [15].

2.4 Maquinabilidad.

Si se quiere someter a un material a los procesos de maquinado es de gran utilidad conocer entonces la propiedad de maquinabilidad de dicho material puesto que con su conocimiento se pueden establecer los parámetros del proceso de maquinado a realizar.

Aunque ciertamente la maquinabilidad es una propiedad del sistema involucrado en cada una de las operaciones de maquinado, se puede hablar de ella como una propiedad individual del material; en este sentido se refiere a la facilidad o dificultad con la que se puede remover el excedente de material al transformar una materia prima en un producto terminado.

Es decir, un material es altamente maquinable si a partir de él se pueden fabricar piezas terminadas con un bajo costo y con mínima dificultad [12].

2.4.1 Pruebas de maquinabilidad.

Para poder cuantificar esta propiedad se tienen diversas pruebas de maquinabilidad que permiten la comparación entre diversos materiales, de entre estas se encuentran:

- Índice de maquinabilidad: Esta forma de medir la maquinabilidad consiste en la comparación con un material de referencia maquinado bajo condiciones similares a las del material al que se quiere determinar esta propiedad, para aceros el material de referencia es un acero Bessemer B1112 de maquinado libre, similar al actual AISI 1212; para aleaciones con base de cobre, un latón al plomo de maquinado libre, y para aleaciones de aluminio, el aluminio 7075-T6. Esta prueba está basada en la velocidad de corte que se tiene al torneear para una vida de la herramienta de una hora [12].

- Vida de la herramienta: Esta medida se refiere a la cantidad de material removido o a la cantidad de piezas mecanizadas con acabado aceptable antes de la falla total o parcial de la herramienta por despostillado o agrietamiento bajo ciertas condiciones específicas.
- Desgaste de la herramienta: Se basa en el desgaste gradual de la cara del flanco o con el desarrollo del cráter, este cráter es una cavidad en la superficie de ataque de la herramienta que se genera y crece por la acción de la viruta que se desliza contra la superficie [15]. Se da como el cambio en la dimensión de la pieza maquinada debido al desgaste por tiempo unitario para una velocidad de corte y alimentación determinadas, o como el tiempo necesario para desarrollar un desgaste estándar del campo del flanco (superficie de ataque de la herramienta). En otros casos se especifica la profundidad del cráter.
- Acabado superficial: El criterio fundamental para determinar qué tan maquinable es un material en este caso es la rugosidad de la superficie maquinada que se obtiene a velocidades y alimentaciones de corte estandarizadas. Un mejor acabado superficial es sinónimo de una mejor maquinabilidad.
- Fuerza de corte: Para este tipo de pruebas se mide la fuerza longitudinal que se necesita para poder maquinar algún material de acuerdo con ciertas condiciones fijas. Así un material se considera más maquinable cuando la fuerza de corte requerida es menor.
- Consumo de potencia: La cantidad de caballos de fuerza utilizados para maquinar un material es el criterio usado en esta clase de pruebas.

- Forma de la viruta obtenida: Cuando la viruta obtenida es corta y continua el material se considera más maquinable que cuando tales virutas adoptan formas dentadas, discontinuas, rectas o helicoidales y largas.
- Caudal (volumen) de viruta arrancado: Este parámetro es simple y se basa en la comparación entre la cantidad de volumen desprendido durante el mecanizado de un material de referencia y el volumen desprendido durante el mecanizado del material de estudio bajo las mismas condiciones de operación, resultando ser el material de estudio más maquinable cuando los valores de dicho caudal superan a los del material de referencia.

2.5 Torneado.

Ya que en las pruebas de maquinabilidad normalmente se emplea el torneado para evaluar tal propiedad, es conveniente revisar las características de este proceso de maquinado. En este proceso la máquina herramienta empleada es el torno mecánico el cual es capaz de imprimirle al material de trabajo movimientos rotatorios primarios y a la herramienta movimientos de avance, suele usarse para generar superficies cilíndricas y cónicas externas. Básicamente todas las operaciones de torneado consisten en el arranque de viruta por medio del avance longitudinal de una herramienta de corte y el giro de la pieza de trabajo.

2.5.1 Operaciones básicas de torneado.

De entre las operaciones más comunes de torneado podemos encontrar las siguientes:

- Torneado cónico: El avance forma un ángulo con el eje de rotación.
- Refrentado: El avance forma un ángulo de 90° con el eje de rotación produciendo una superficie plana.
- Cilindrado: Torneado de superficies cilíndricas externas.

- Mandrinado: Torneado interno que produce una superficie interna, cilíndrica o cónica.
- Torneado de forma: Torneado en el que se obtienen geometrías específicas determinadas por el tipo de herramienta que se emplea durante esta operación.
- Tronzado: Operación en la cual la herramienta avanza hacia el eje de la pieza cortando a esta última en dos partes.

2.5.2 El torno.

Los tornos están constituidos por los siguientes componentes:

- Bancada: Es la base del torno sobre la cual se colocan los demás componentes del torno y que además posee dos juegos de guías.
- Cabezal motor: Es el responsable de otorgarle a la pieza de trabajo movimientos de rotación a distintas velocidades durante el torneado.
- Carro: Sobre este se colocan los dispositivos de montaje y desplazamiento de la herramienta, este componente se desliza por las guías externas de la bancada [14].
- Caja de engranajes de cambio rápido o caja de cambio de velocidades de avance.
- Barra de cilindrar: Esta parte del torno es la responsable del movimiento automático del carro adelante o hacia atrás.
- Barra de roscar: Arrastra al carro cuando lo que se quiere es tallar roscas.

La figura 15, muestra los componentes básicos de un torno.

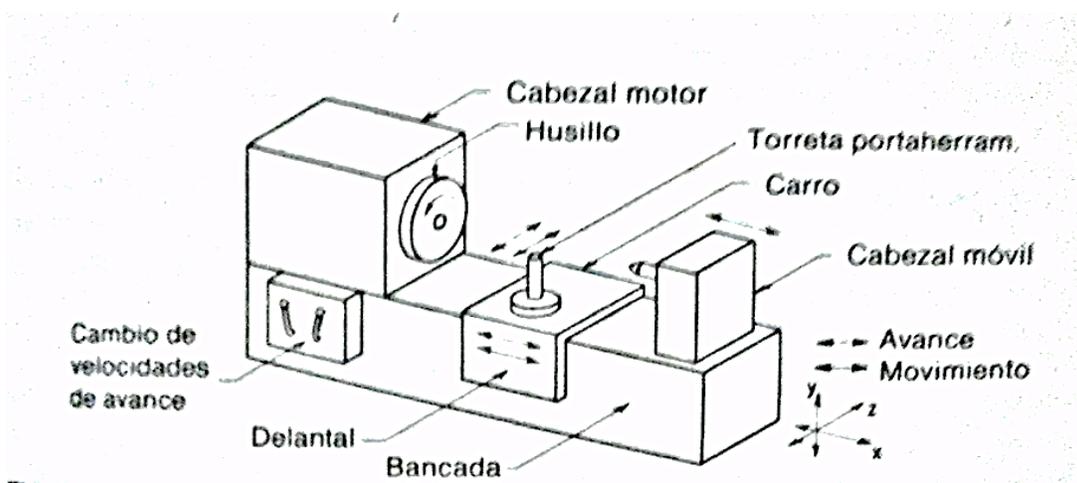


Figura 15. Componentes básicos de un torno.

2.5.3 Tipos de torno.

Los principales tipos de tornos son:

- 1) Tornos rápidos: Bancada liviana, con solo tres o cuatro velocidades, usados comúnmente para cilindrar o pulir madera.
- 2) Tornos paralelos: Son los más utilizados en la industria, son los mejores equipados, cuentan con bandejas para la recolección de viruta, además de sistema de circulación de refrigerante.
- 3) Tornos de herramentista: Mayor precisión que los demás tipos, además cuentan con más variedad en cuanto a velocidades y avance, se usan generalmente para maquinar piezas pequeñas es por ello que su bancada es corta.

Capítulo 3.

Desarrollo experimental.

3.1 Caracterización microestructural y química del material de llegada.

Por medio de la realización de una metalografía se determinó el tipo de microestructura del material de llegada con el fin de establecer los tratamientos térmicos necesarios para realizar la esferoidización partiendo de microestructuras perlíticas. También se llevó a cabo la prueba de chispa para conocer la composición química exacta del material de trabajo.

3.1.1 Metalografía.

Para la realización de la metalografía, primero se cortó un pequeño trozo de la barra del material de llegada (mostrado en la figura 16 a), el cual se montó en baquelita (utilizando la máquina mostrada en la figura 16 b) para facilitar el desbaste.

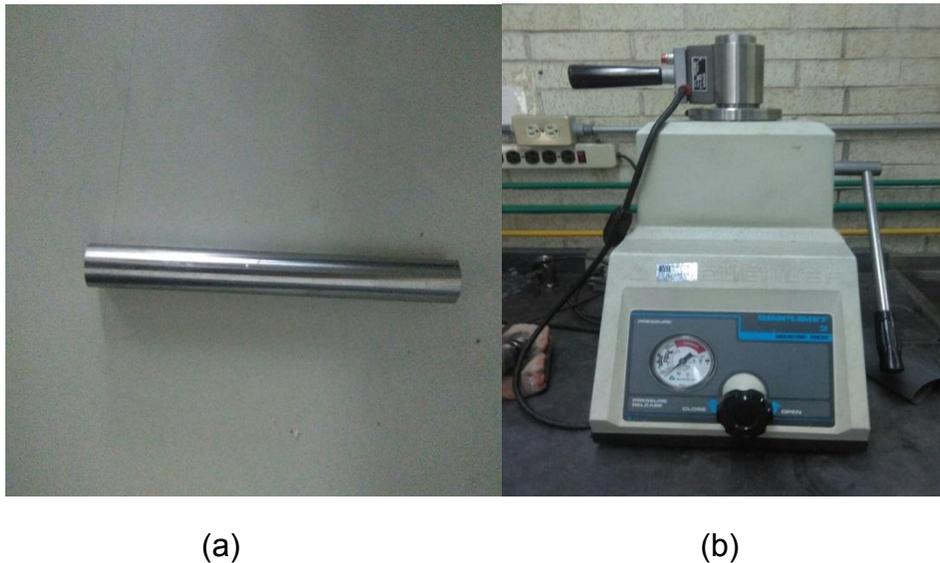


Figura 16. (a) Barra de acero W1, (b) máquina usada para realizar el montaje del fragmento de barra.

El desbaste se realizó utilizando lijas de agua de los siguientes grados: 80, 120, 320, 400, 600, 1000 y 1500. Esta operación consiste en deslizar el material de trabajo contra el papel abrasivo de manera que sobre la superficie del material de trabajo se generen líneas paralelas entre si y que tengan la dirección sobre la cual se desliza el material, una vez que esto suceda el material de trabajo se gira 90° y se repite la operación de deslizamiento, posteriormente se cambia de lija para realizar nuevamente estas acciones hasta llegar a la lija más fina que en este caso corresponde a la del grado 1500.

Terminado el desbaste se procede al pulido en el que se empleó un paño de pelo corto y alúmina de una micra como material abrasivo. El pulido se llevó a cabo deslizando el material de llegada de manera concéntrica en el paño al cual previamente se le agregó alúmina y se le humedeció un poco con el fin de generar una pasta de dicha alúmina que cubriera la superficie del paño. Se dio por concluido el pulido hasta que en el material de llegada se alcanzó un acabado espejo, en el que todas las líneas producidas y el material deformado en el desbaste fueron eliminadas.

Al concluir el pulido, se procedió a realizar el ataque, en tal operación se colocó sobre la superficie del material de llegada Nital 3 (3% HNO₃ y 97% de Alcohol Etilico) para revelar la microestructura de dicho material, esta sustancia se retiró una vez que le hizo perder su brillo. Posteriormente se observó la microestructura que presentó el material de llegada a 100, 200, 500 y 1000 aumentos en un microscopio óptico OLIMPUS PMG 3”(mostrado en la figura 17).



Figura 17. Microscopio óptico OLIMPUS PMG3.

3.2 Tratamientos térmicos realizados para alcanzar la microestructura inicial deseada y su respectiva caracterización.

Las microestructuras iniciales con las que se planeó trabajar son: perlita fina y perlita gruesa, puesto que el material de llegada no presentó tales microestructuras, se procedió entonces a realizar los tratamientos térmicos correspondientes para alcanzar tales microestructuras (recocidos totales a distintas velocidades de enfriamiento) a dos barras largas del acero W1.

Para alcanzar la microestructura que consiste en perlita fina, primeramente, la barra se colocó en una mufla THERMOLYNE 1500 (mostrada en la figura 18), se calentó hasta una temperatura de 910°C y se mantuvo a dicha temperatura por media hora con el fin de austenizarla, posteriormente se dejó enfriar dentro de la mufla de manera considerablemente lenta hasta los 500°C (velocidad de enfriamiento de aproximadamente 200°C por hora), es decir se realizó un tratamiento de recocido total.



Figura 18. Mufla empleada en los tratamientos térmicos realizados en el presente trabajo.

En cuanto a la microestructura de perlita gruesa el procedimiento llevado a cabo para su obtención fue el mismo que el descrito anteriormente para el caso de la perlita fina, sin embargo, en esta ocasión se varió el tiempo empleado en el enfriamiento el cual fue mucho mayor, es decir se utilizó una velocidad de enfriamiento más lenta (de aproximadamente 50°C por hora).

Para la caracterización metalográfica de ambos tipos de microestructuras se realizaron los mismos pasos descritos en la sección 3.1.1.

3.3 Recocido de esferoidización.

Las barras recocidas con anterioridad fueron cortadas en cilindros de aproximadamente 4 centímetros de longitud (figura 19) utilizando una cortadora de cinta sin fin apreciada en la figura 20.



Figura 19. Cilindro de aproximadamente 4cm de longitud del acero W1.



Figura 20. Cortadora de cinta sin fin.

Teniendo en cuenta que lograr una microestructura de esferoides embebidos en una matriz ferrítica partiendo de estructuras perlíticas requiere de largos tiempos de tratamiento y después de analizar opciones como los baños de sales, se optó por encapsular los cilindros cortados en vidrio borado (tal y como se muestra en la figura 21) con el fin de que durante el tratamiento se protegiera la pieza contra descarbonación y oxidación superficial.



Figura 21. Ejemplo del encapsulado de los cilindros sometidos a tratamiento de esferoidización.

El tipo de tratamiento de esferoidización elegido fue un recocido de esferoidización subcrítico.

La mufla destinada a este tratamiento se precalentó a 710°C la cual fue la temperatura de tratamiento, posteriormente el material encapsulado se introdujo en ella. Los tiempos de permanencia fueron la variante del tratamiento entre unos y otros cilindros, los primeros de ellos tuvieron un tiempo de permanencia a esta temperatura de 166 horas, los otros tiempos de tratamiento fueron: 190 horas, 360 horas y 696 horas.

Tras los distintos tiempos de permanencia las muestras fueron retiradas de la mufla y enfriadas en agua.

Para su caracterización microestructural, un pequeño segmento de cada cilindro fue cortado con una gran precisión utilizando la cortadora IsoMet 1000 (figura 22) con el propósito de no perder una cantidad significativa de material ya que posteriormente sería sometido a las pruebas de maquinabilidad. En cuanto al montaje, desbaste y pulido, las operaciones fueron las mismas que las descritas con anterioridad.



Figura 22. Cortadora de precisión IsoMet 1000.

3.4 Conteo de esferoides.

Para el conteo de esferoides lo primero que se llevó a cabo fue tomar fotografías a 1000 aumentos de cada una de las muestras estudiadas ya que a esta cantidad de aumentos se puede apreciar de forma clara los esferoides resultantes de los tratamientos térmicos realizados, posteriormente se acentuó el contraste entre los esferoides y la matriz con el fin de facilitar la posterior cuantificación de sus dimensiones, dicha cuantificación se realizó utilizando el software de uso libre IMAGE J.

3.5 Propiedades Mecánicas.

Las propiedades mecánicas evaluadas en esta tesis para el completo análisis del resultado de los tratamientos térmicos realizados fueron dureza Rockwell A y maquinabilidad.

3.5.1 Dureza Rockwell A.

Para evaluar esta propiedad se usó un durómetro Macroment 3 (Hardness Tester) BUEHLER como el que se muestra en la figura 23, la carga aplicada fue de 60 Kgf y un penetrador de punta de diamante.



Figura 23. Durómetro Macroment 3 (Hardness Tester) BUEHLER

3.5.2 Pruebas de maquinabilidad.

Las pruebas de maquinabilidad se llevaron a cabo en un torno de tipo paralelo Pinacho mostrado en la figura 24, utilizando además una herramienta de corte de carburo.



Figura 24. Torno paralelo Pinacho empleado en las pruebas de maquinabilidad.

El criterio elegido para evaluar la maquinabilidad del material de trabajo fue el de Caudal de viruta arrancado, por tanto el tipo de calidad de torneado elegido fue desbaste ya que lo que más importa en tal criterio es la cantidad de material removido en cierto lapso de tiempo y no el acabado final del material de trabajo, además de que se buscaba conservar el filo de la herramienta de corte.

Las condiciones bajo las que se llevaron a cabo las pruebas son las siguientes:

1) Primera prueba*

- Velocidad de corte: 140 rpm
- Avance: 0.25 in por minuto
- Profundidad de corte: 0.5 mm
- Tiempo de desbaste: 1 minuto

2) Segunda prueba*

- Velocidad de corte: 140 rpm
- Avance: 0.25 in por minuto
- Profundidad de corte: 0.25 mm
- Tiempo de desbaste: 1 minuto

* Puesto que un minuto de prueba por cada muestra es un tiempo conveniente para los objetivos de este trabajo, se eligió la velocidad de corte aquí mostrada ya que fue la que permitió realizar el desbaste completo de cada muestra en este lapso de tiempo.

Al terminar el desbaste de cada muestra se recolectó con cuidado la viruta obtenida para su posterior registro de masa y forma , para así poder establecer qué tan maquinable es cada muestra con respecto al material de referencia.

El pesaje de la viruta obtenida se realizó en una balanza analítica METTLER TOLEDO.

La forma de la viruta pudo ser observada con detalle en un estereoscopio, tales observaciones se capturaron en fotografías digitales.

Capítulo 4.

Resultados y Discusión.

4.1 Composición química y microestructura de la muestra de llegada

La tabla 4 muestra los resultados del análisis químico llevado a cabo mediante espectrometría de emisión por chispa, para el acero W1 utilizado en el presente trabajo.

Tabla 4. Composición química promedio del acero W1 utilizado.

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni
1.404	0.212	1.139	0.0116	0.0074	0.3923	0.0443	0.0486

%Al	%Co	%Cu	%Nb	%Ti	%V	%Pb	%Fe
0.036	0.0064	0.0387	0.0017	0.0039	0.1673	0.0052	96.5

Al comparar la tabla 4 con la tabla 3 del capítulo dos, se observa claramente que el acero utilizado presenta altos valores de Mn, Cr y V, además de que el contenido de carbono presente es muy elevado puesto que está casi en el límite del rango teórico reportado para un acero W1.

En cuanto a su microestructura, fue posible observar que el acero en cuestión poseía en ésta esferoides de cementita embebidos en una matriz ferrítica; dichos esferoides muestran una considerable homogeneidad en cuanto a su tamaño y forma, tal y como se puede apreciar en la figura 25.

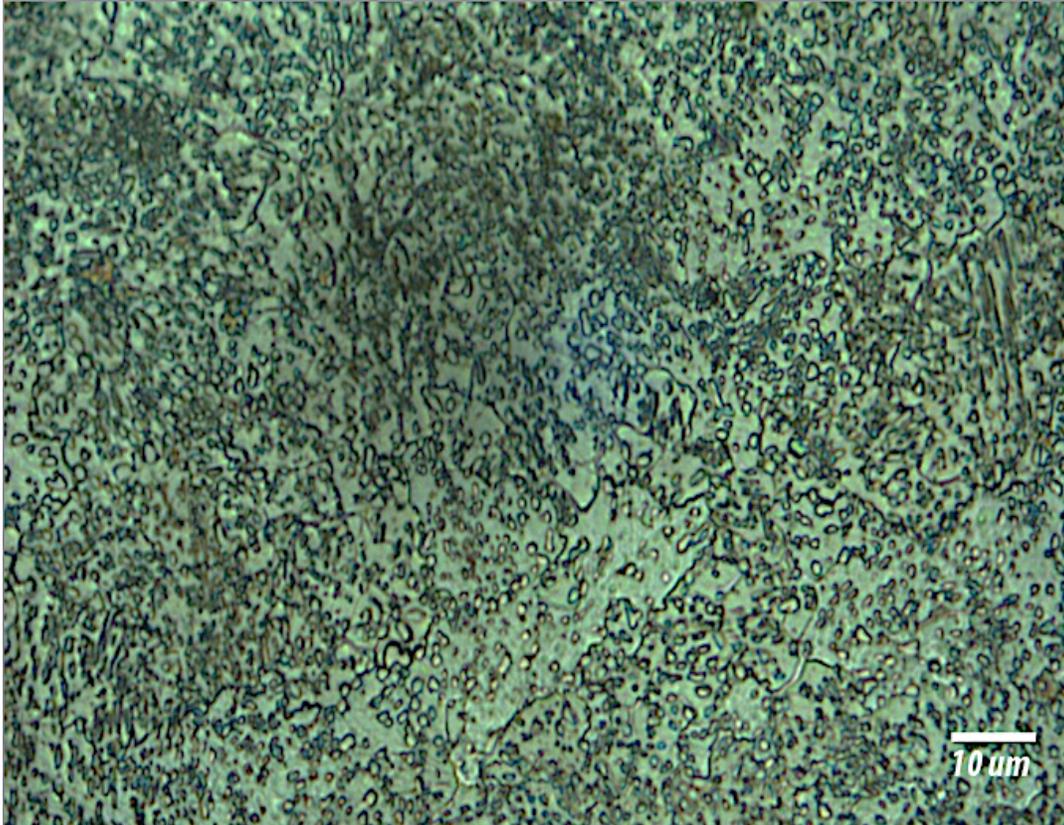


Figura 25. Microestructura de la muestra de llegada. Atacada con Nital 3. Se observan esferoides de cementita en una matriz de ferrita.

4.2. Microestructuras perlíticas iniciales.

Las microestructuras de partida para la realización del tratamiento térmico de esferoidización fueron dos: perlita fina y perlita gruesa. Esto con el fin de evaluar y comparar la facilidad con que se forman esferoides a partir de estas microestructuras y del grado de esferoidización obtenido en cada caso

4.2.1 Perlita fina.

La figura 26 muestra la microestructura conformada principalmente por perlita fina obtenida tras un tratamiento de recocido total a una rapidez de enfriamiento de 200 °C/h.

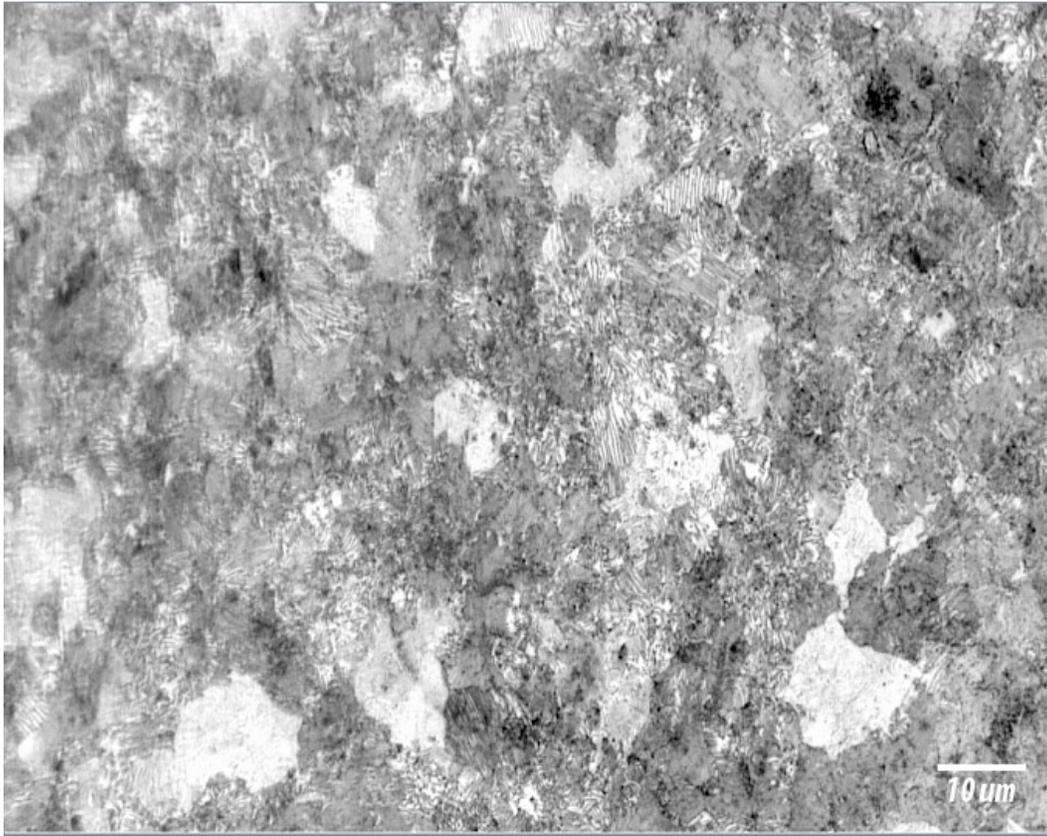


Figura 26. Microestructura de partida para el tratamiento de esferoidización. Atacada con Nital 3. Se observa perlita fina y en menor proporción perlita gruesa.

4.2.2 Perlita gruesa

La figura 27 muestra la microestructura conformada por perlita gruesa obtenida tras un tratamiento de recocido total a una rapidez de enfriamiento de 50 °C/h.

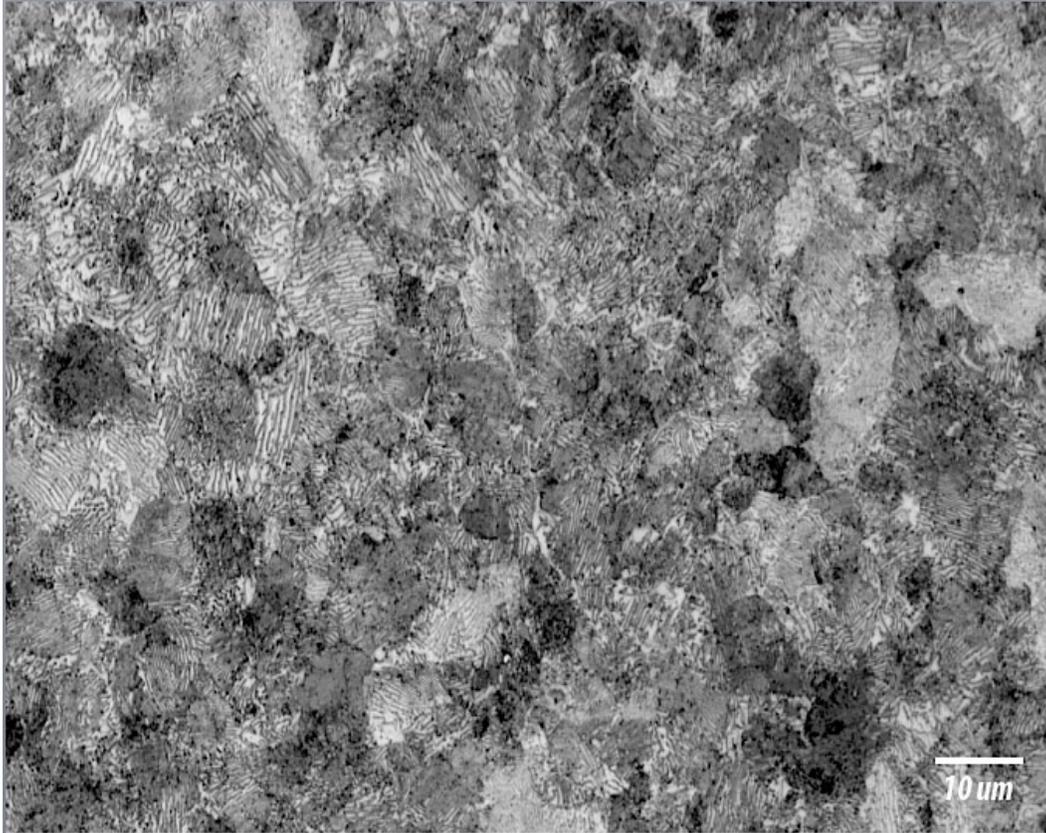


Figura 27. Microestructura de partida para el tratamiento de esferoidización. Atacada con Nital 3. Se observa perlita gruesa.

Como se puede observar en las figuras 26 y 27 el espaciado interlaminar es menor en la microestructura correspondiente a la perlita fina ya que la rapidez de enfriamiento fue mayor al momento de realizar el tratamiento térmico correspondiente.

4.3 Microestructuras resultantes del tratamiento de esferoidización.

En las figuras 28 a 33 se presentan las microestructuras correspondientes a los tratamientos de esferoidización realizados a las muestras que inicialmente tenían perlita fina y perlita gruesa.

En la figura 28 se puede apreciar la presencia de esferoides después de realizar el tratamiento térmico de esferoidización a 710°C durante 166 horas a la muestra

que originalmente tenía una microestructura de perlita fina, en esta misma figura existe la presencia de pequeños agregados alineados que parecen estar formando placas gruesas de cementita, también se vislumbra el rompimiento de las placas de perlita, proceso que genera una reducción de la energía interfacial y que propicia la formación de nuevos esferoides en la microestructura.

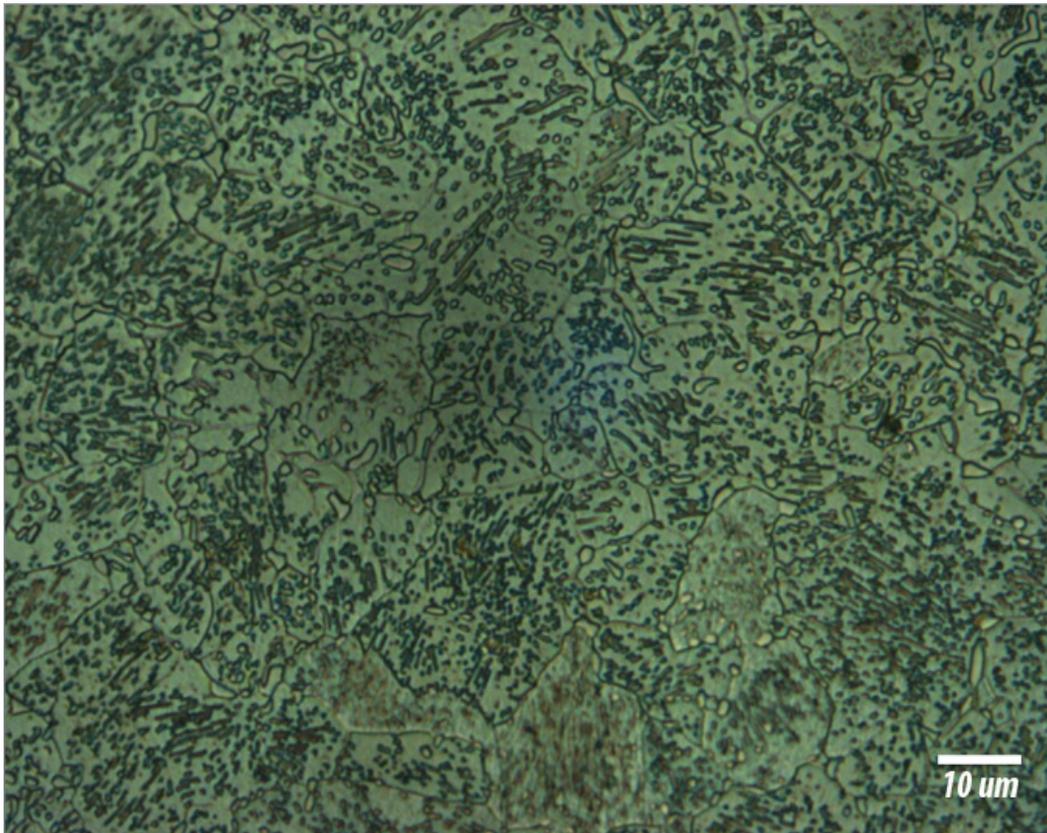


Figura 28. Microestructura de una muestra de acero W1 con tratamiento de esferoidización de 166 horas a 710°C partiendo de perlita fina. Atacada con Nital 3.

Con el aumento en el tiempo de tratamiento, la figura 29 muestra una microestructura completamente esferoidizada, es decir libre de perlita. Los esferoides aún son algo pequeños, aunado a esto la forma que tienen es la más homogénea que se obtuvo.

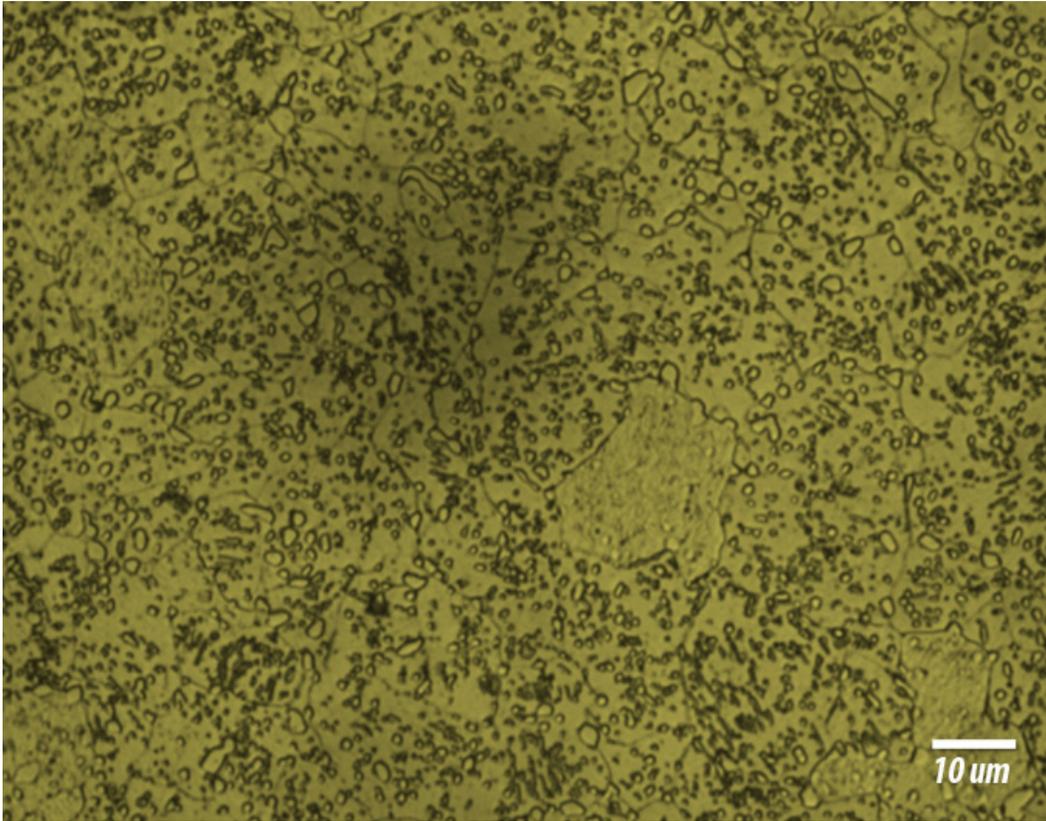


Figura 29. Microestructura de una muestra de acero W1 con tratamiento de esferoidización de 360 horas a 710°C partiendo de perlita fina. Atacada con Nital 3.

La microestructura mostrada en la figura 30 nos permite observar el crecimiento que tuvieron los esferoides con respecto al tiempo anterior de tratamiento, sin embargo la forma de estos esferoides ya no es tan regular como los observados en la figura 29, además existe una disminución en la cantidad de esferoides lo que es un indicador de la coalescencia de los esferoides pequeños observados en el tiempo anterior.

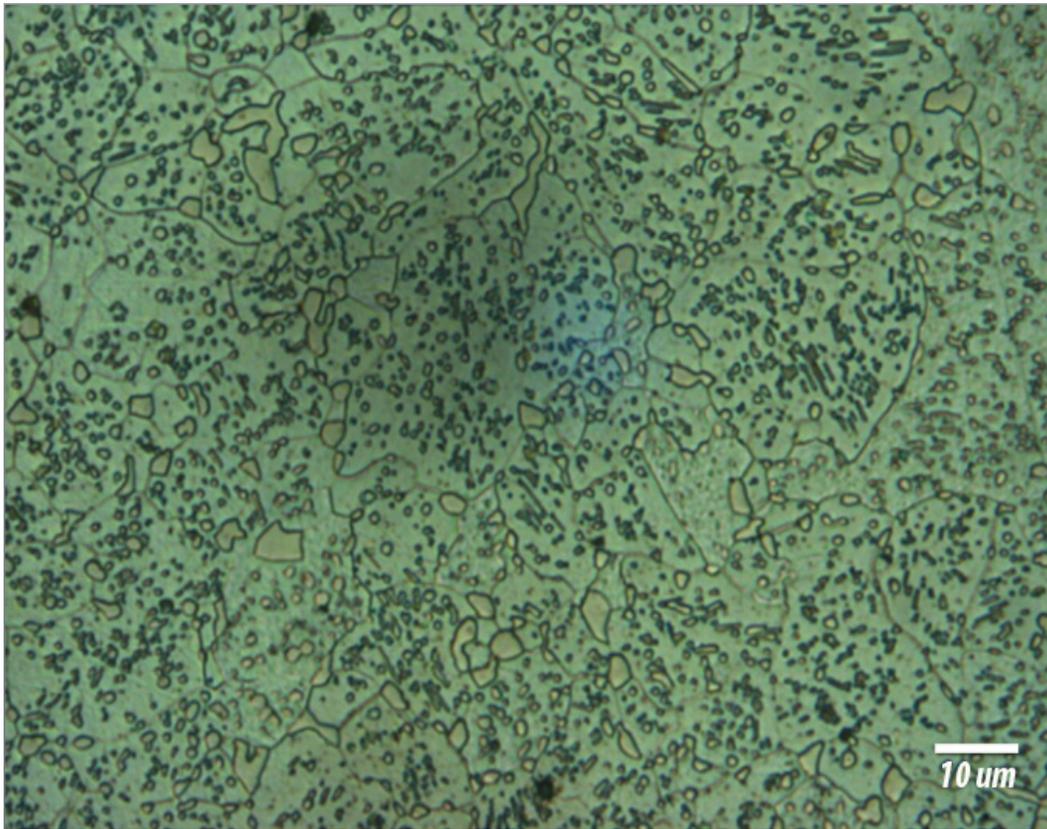


Figura 30. Microestructura de una muestra de acero W1 con tratamiento de esferoidización de 696 horas a 710°C partiendo de perlita fina. Atacada con Nital 3.

La figura 31 presenta la microestructura obtenida después de realizar el tratamiento de esferoidización por 190 horas a una muestra inicialmente con perlita gruesa, en ella se observan además de los esferoides una gran cantidad de perlita remanente. Por el tiempo de tratamiento esta microestructura se puede comparar con la observada en la figura 28 en donde se tiene la microestructura obtenida después de realizar el tratamiento de esferoidización por 166 horas a una muestra inicialmente con perlita fina. Al llevar a cabo tal comparación se observa que en la figura 31 la cantidad de perlita presente en la microestructura es considerablemente mayor a la que existe en la microestructura de la figura 28, sin

embargo, los esferoides mostrados en la figura 31 presentan un mayor tamaño que los que se observan en la figura 28.

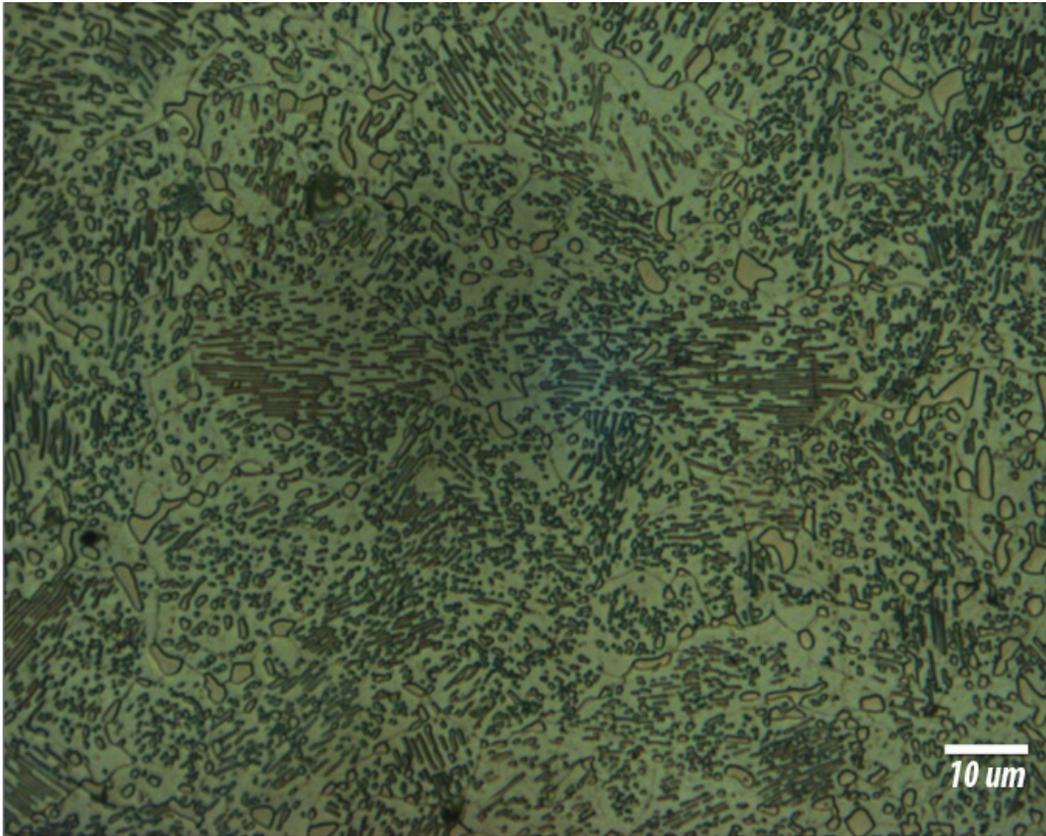


Figura 31. Microestructura de una muestra de acero W1 con tratamiento de esferoidización de 190 horas a 710°C partiendo de perlita gruesa. Atacada con Nital 3.

En la figura 32 se aprecia una reducción en la cantidad de perlita presente en la microestructura con respecto al tiempo de tratamiento anterior, sin embargo, dicho fenómeno no es tan severo como el observado para los primeros tiempos de tratamiento de las muestras que partieron de perlita fina.

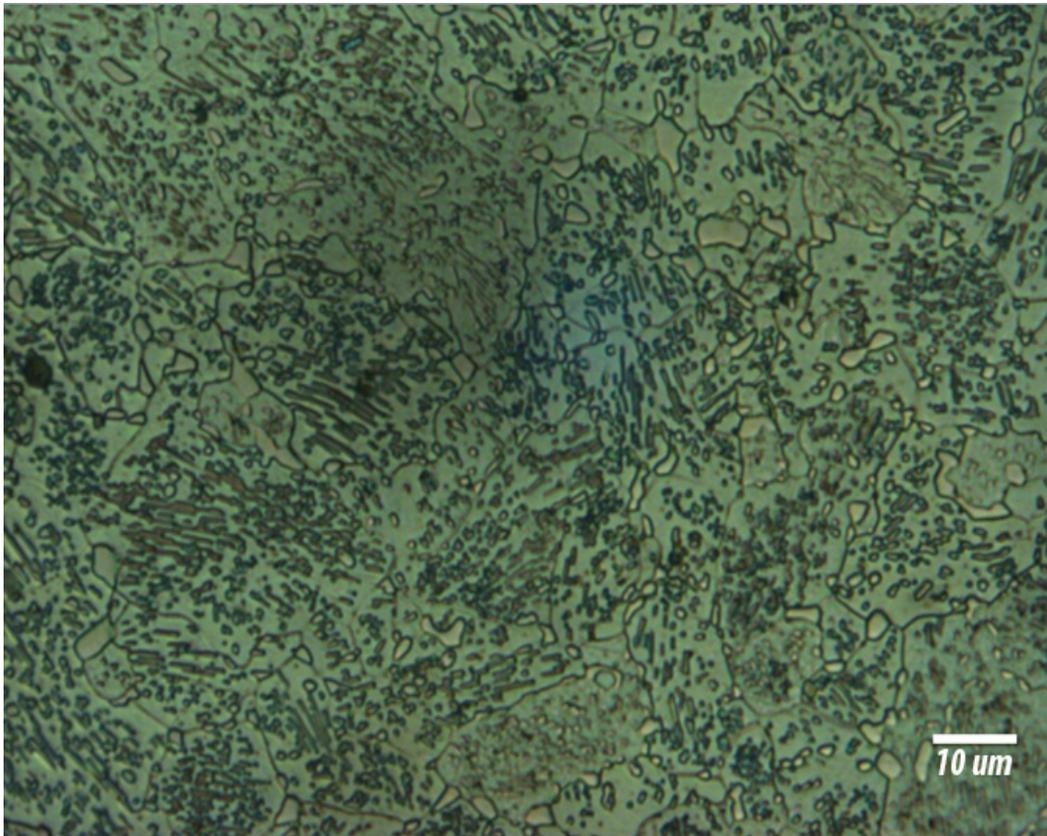


Figura 32. Microestructura de una muestra de acero W1 con tratamiento de esferoidización de 360 horas a 710°C partiendo de perlita gruesa. Atacada con Nital 3.

La figura 33 correspondiente a la microestructura de la muestra que partió de perlita gruesa tratada a 710°C durante 696 horas aún presenta restos de perlita , fenómeno que no se observa en la microestructura de la figura 30 que tiene las mismas condiciones de tratamiento pero que parte de perlita fina. Con lo cual se puede decir que para obtener estructuras completamente esferoidizadas partiendo de perlita gruesa se requerirá de mayores tiempos de tratamiento en comparación con los que se necesitaron para esferoidizar perlita fina: en otras palabras el esferoidizado es más lento si se parte de perlita gruesa. Esto se debe a que la perlita gruesa a causa del mayor tamaño de sus placas, tiene una menor energía interfacial que la perlita fina, y, ya que la fuerza motriz de la esferoidización es la

reducción de la energía interfacial, es comprensible que la esferoidización se haya llevado a cabo con más facilidad en la perlita fina.

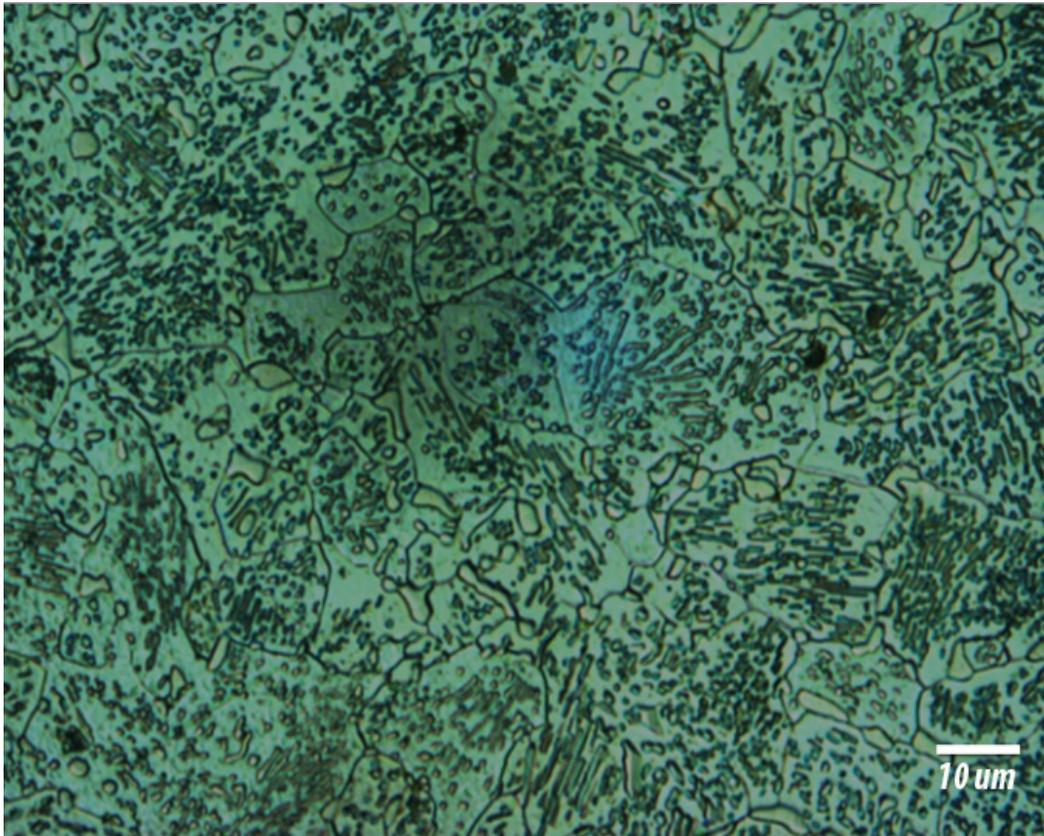


Figura 33. Microestructura de una muestra de acero W1 con tratamiento de esferoidización de 696 horas a 710°C partiendo de perlita gruesa. Atacada con Nital 3.

En la serie de microestructuras mostrada en las figuras de esta sección se puede ver que aquellas partículas que se encuentran en los límites de grano de la ferrita presentan un contorno irregular debido a las fuerzas de tensión superficial existentes en los límites de grano entre la cementita y la ferrita , mientras que aquellas que se encuentran dentro de los granos tienen una forma circular esperada ya que esta forma es la que posee la mínima área superficial generando una mínima energía de superficie [16].

4.4 Resultados del conteo y cuantificación de dimensiones de los esferoides obtenidos.

Para realizar la caracterización de los esferoides obtenidos después de los tratamientos térmicos (166, 190, 360 y 696 horas) las piezas fueron cortadas transversalmente a la mitad, posteriormente montadas en baquelita y preparadas metalográficamente de manera convencional para su observación. En cada una de las muestras, se fotografiaron 5 campos en la zona central de la pieza, esto para evitar la interferencia de la capa descarbonada y la zona de transición en los resultados.

Debido al poco contraste existente entre los esferoides y la perlita remanente en cada una de las imágenes adquiridas, se dificultaba que el programa analizador de imágenes "Image J" pudiera cuantificar de manera adecuada el número y las dimensiones de dichos esferoides por lo cual se requirió de muchas y variadas técnicas de procesamiento de imágenes tanto analógicas como digitales.

Aunado a lo anterior, se observó que la morfología de la cementita no fue completamente esférica, como era de esperarse, en lugar de ello se presentó de forma irregular. Por esta razón, se decidió utilizar un diámetro equivalente, este diámetro se determina a partir del área medida por el programa "Image J" de cada una de las partículas en el área bajo estudio considerando la suposición de que las partículas obtenidas fueran esferoides perfectos.

En la tabla 5 se presenta el promedio de los resultados obtenidos en los campos caracterizados para el tratamiento de 166 horas con una microestructura inicial de perlita fina. Se pueden observar las dimensiones medidas a los esferoides que tienen un diámetro equivalente entre 1 y 4 μm (rango de tamaño considerado como normal para esferoides de aceros de baja aleación [4]). Estos representan el 79% del total de contabilizados en los campos estudiados.

De acuerdo a los resultados se observó que existe una considerable cantidad de esferoides con diámetros menores a 1 μm , los que representan el 21% . Sus dimensiones se presentan en las últimas dos columnas de la tabla 5.

Tabla 5. Dimensiones de los esferoides obtenidos en un tiempo de tratamiento de 166 horas en muestras que partieron de perlita fina.

	General		Diámetros entre 1 y 4 μm		Diámetros menores a 1 μm	
	Área (μm^2)	Diámetro (μm)	Área (μm^2)	Diámetro (μm)	Área (μm^2)	Diámetro (μm)
Promedio	1.38	1.28	1.56	1.36	0.73	0.96
Mínimo	0.67	0.92	0.78	1.00	0.67	0.92
Máximo	8.95	3.38	8.95	3.38	0.77	0.99
STD	0.96	0.36	1.01	0.36	0.03	0.02

La tabla 6 muestra el promedio de los resultados obtenidos en los campos caracterizados para el tratamiento de 360 horas con una microestructura inicial de perlita fina. El número de esferoides se incrementó en un 85 % en comparación con los que se obtuvieron en el tiempo de tratamiento anterior, lo cual corrobora lo observado en las microestructuras de la sección 4.3.

En las columnas 4 y 5 de la tabla 6, se pueden apreciar las dimensiones medidas a los esferoides que tienen un diámetro equivalente entre 1 y 4 μm . En esta ocasión estos representan el 93% del total de contabilizados en los campos estudiados.

Alrededor de un 7% de los esferoides contabilizados para este tiempo de tratamiento tienen un diámetro menor a 1 μm . Cabe mencionar que un pequeño porcentaje (0.15 %) supero los 4 μm de diámetro .

Tabla 6. Dimensiones de los esferoides obtenidos en un tiempo de tratamiento de 360 horas en muestras que partieron de perlita fina.

	General		Diámetros entre 1 y 4 μm		Diámetros menores a 1 μm	
	Área (μm^2)	Diámetro (μm)	Área (μm^2)	Diámetro (μm)	Área (μm^2)	Diámetro (μm)
Promedio	1.55	1.35	1.60	1.38	0.69	0.94
Mínimo	0.49	0.79	0.78	1.00	0.49	0.79
Máximo	13.70	4.18	11.48	3.82	0.77	0.99
STD	1.18	0.39	1.09	0.37	0.07	0.05

El promedio de los resultados obtenidos en los campos caracterizados para el tratamiento de 696 horas con una microestructura inicial de perlita fina se presenta en la tabla 7. Para este tiempo de tratamiento la cantidad de esferoides disminuyó un 15 % en comparación con los obtenidos para un tiempo de tratamiento de 360 horas, esto podría deberse a la coalescencia de los pequeños para conformar unos de mayor tamaño, que , de acuerdo con Samuels [16] es un proceso correspondiente a la última etapa del esferoidizado.

Las columnas 4 y 5 presenta las dimensiones medidas a los esferoides que tienen un diámetro equivalente entre 1 y 4 μm . Los que se encuentran dentro de este rango representan el 93 % de los que fueron contabilizados para este tiempo de tratamiento.

En las columnas 6 y 7 se encuentran las dimensiones medidas a los esferoides cuyo diámetro equivalente es menor a 1 μm , estos representan el 6 % de los obtenidos después de un tiempo de tratamiento de 696 horas.

Algunos de los esferoides resultantes de un tiempo de tratamiento de 696 horas, presentan un diámetro equivalente que supera los 4 μm , del total de los contabilizados para este tiempo de tratamiento, estos representan el 1 %. Las dimensiones de aquellos dentro de este rango se muestran en las últimas columnas de la tabla 7.

La existencia de este tercer rango es una evidencia del crecimiento que presentaron los esferoides estudiados.

Tabla 7. Dimensiones de los esferoides obtenidos en un tiempo de tratamiento de 696 horas en muestras que partieron de perlita fina.

	General		Diámetros entre 1 y 4 μm		Diámetros menores a 1 μm		Diámetros mayores a 4 μm	
	Área (μm^2)	Diámetro (μm)	Área (μm^2)	Diámetro (μm)	Área (μm^2)	Diámetro (μm)	Área (μm^2)	Diámetro (μm)
Promedio	2.13	1.51	1.98	1.50	0.72	0.96	19.52	4.92
Mínimo	0.67	0.92	0.78	1.00	0.67	0.92	12.64	4.01
Máximo	36.06	6.78	11.82	3.88	0.77	0.99	36.06	6.78
STD	2.67	0.65	1.66	0.52	0.03	0.02	7.72	0.89

En la tabla 8 se muestra el promedio de los resultados obtenidos en los campos caracterizados para el tratamiento de 190 horas con una microestructura inicial de perlita gruesa. La cantidad de esferoides obtenidos para este tiempo de tratamiento es 16 % menor en comparación con los resultantes de un tiempo de tratamiento de 166 horas.

Alrededor del 79 % de los esferoides contabilizados tienen un diámetro equivalente entre 1 y 4 μm . Las dimensiones de este rango de tamaños se presenta en las columnas centrales de la tabla 8. En este caso estos son más grandes que los que se obtuvieron en las muestras con un tiempo de tratamiento de 166 horas y cuya microestructura inicial fue perlita fina. En las dos columnas finales de esta misma tabla se pueden observar las dimensiones medidas a los esferoides que tienen un diámetro equivalente menor a 1 μm , los cuales representan el 21 % del total contabilizado para este tiempo de tratamiento.

Tabla 8. Dimensiones de los esferoides obtenidos en un tiempo de tratamiento de 190 horas en muestras que partieron de perlita gruesa.

	General		Diámetros entre 1 y 4 μm		Diámetros menores a 1 μm	
	Área (μm^2)	Diámetro (μm)	Área (μm^2)	Diámetro (μm)	Área (μm^2)	Diámetro (μm)
Promedio	2.23	1.53	2.59	1.69	0.64	0.90
Mínimo	0.37	0.69	0.79	1.00	0.37	0.69
Máximo	16.62	4.60	12.19	3.94	0.78	1.00
STD	2.34	0.70	2.30	0.67	0.09	0.07

Para las 190 horas de tratamiento, además de estos dos rangos de tamaños de diámetros equivalentes, un pequeño grupo de esferoides (menor al 1 %) presenta un diámetro equivalente mayor a 4 μm .

En la tabla 9 se observa el promedio de los resultados obtenidos en los campos caracterizados para el tratamiento de 360 horas con una microestructura inicial de perlita gruesa. La cantidad de esferoides se incremento en un 9 % con respecto al tiempo de tratamiento anterior. Los esferoides que se encuentran dentro del rango de 1 a 4 μm de diámetro equivalente representan el 87 % de los obtenidos en un tiempo de tratamiento de 360 horas para muestras con una microestructura inicial de perlita gruesa.

En las columnas 6 y 7 de la tabla 9 se pueden apreciar las dimensiones de los esferoides obtenidos después de un tratamiento de 360 horas partiendo de perlita gruesa y cuyo diámetro equivalente es menor a 1 μm , estos representan el 12 % del total de los contabilizados para este tiempo de tratamiento.

Las dimensiones de aquellos esferoides con un diámetro mayor a 4 μm se observan en las últimas dos columnas de la tabla 9, dentro de este rango se encuentran el 1%.

Tabla 9. Dimensiones de los esferoides obtenidos en un tiempo de tratamiento de 360 horas en muestras que partieron de perlita gruesa.

	General		Diámetros entre 1 y 4 μm		Diámetros menores a 1 μm		Diámetros mayores a 4 μm	
	Área (μm^2)	Diámetro (μm)	Área (μm^2)	Diámetro (μm)	Área (μm^2)	Diámetro (μm)	Área (μm^2)	Diámetro (μm)
Promedio	2.51	1.66	2.57	1.72	0.72	0.96	16.82	4.60
Mínimo	0.53	0.82	1.09	1.18	0.53	0.82	13.08	4.08
Máximo	22.59	5.36	10.90	3.73	0.77	0.99	22.59	5.36
STD	2.52	0.67	1.95	0.57	0.04	0.03	4.09	0.55

Los resultados obtenidos en los campos caracterizados para el tratamiento de 696 horas con una microestructura inicial de perlita gruesa se presentan en la tabla 10. Para este tiempo de tratamiento se obtuvo un incremento del 19 % en la cantidad de esferoides con respecto al total de los contabilizados para el tiempo de tratamiento de 360 horas. Este incremento no se observó cuando se comparó la cantidad de estas partículas de los últimos dos tiempos de tratamiento de las muestras con microestructura inicial de perlita fina, esto puede deberse a que en este caso aún se tenía perlita en las microestructuras y nuevos esferoides aún se estaban formando, es decir aún se estaba en una etapa intermedia del proceso de esferoidizado.

Un 91% de los esferoides contabilizados para un tiempo de 696 horas de tratamiento tiene un diámetro equivalente de entre 1 y 4 μm , en las columnas 4 y 5 de la tabla 10 se pueden apreciar sus dimensiones. Las dimensiones de aquellos con un diámetro equivalente menor a 1 μm se encuentran en las columnas 6 y 7 de esta tabla. Del total de esferoides resultantes de un tiempo de tratamiento de 696 horas, el 6 % están contenidos en este rango de tamaños.

En las columnas 8 y 9 de la tabla 10 se encuentran las dimensiones medidas de los esferoides cuyo diámetro equivalente es mayor a 4 μm . Estos representan el 3% del total de los contabilizados.

Tabla 10. Dimensiones de los esferoides obtenidos en un tiempo de tratamiento de 696 horas en muestras que partieron de perlita gruesa.

	General		Diámetros entre 1 y 4 μm		Diámetros menores a 1 μm		Diámetros mayores a 4 μm	
	Área (μm^2)	Diámetro (μm)	Área (μm^2)	Diámetro (μm)	Área (μm^2)	Diámetro (μm)	Área (μm^2)	Diámetro (μm)
Promedio	3.02	1.77	2.78	1.74	0.66	0.91	15.97	4.45
Mínimo	0.37	0.69	0.78	1.00	0.37	0.69	12.59	4.00
Máximo	35.45	6.72	12.35	3.97	0.77	0.99	35.45	6.72
STD	3.46	0.85	2.51	0.70	0.10	0.07	6.53	0.77

Así como lo anticiparon las microestructuras de la sección 4.3, los resultados mostrados en esta sección nos permiten constatar que el número de esferoides para las muestras que partieron de perlita fina es mayor que los que se tienen para las muestras que partieron de perlita gruesa puesto que en las primeras si se alcanzaron microestructuras completamente esferoidizadas mientras que en las segundas no.

En las figuras 28 a 33 y en las tablas 5 a 10 se pudo apreciar que las microestructuras con mayor esferoidización se alcanzaron con tiempos de tratamiento largos, esto puede deberse a una pobre fuerza motriz para la reducción del área interfacial a consecuencia de la baja energía que tiene la interfaz entre la ferrita y la cementita en la perlita [16].

Otro factor que pudo influir en la velocidad del proceso fue el hecho de que el acero W1 con el que se trabajó, tenía altas cantidades de manganeso, cromo y vanadio, puesto que como se explicó con anterioridad en la sección 2.1, la rapidez de la esferoidización depende en gran medida de la difusión del carbono en la ferrita y los elementos de aleación retrasan dicha difusión.

4.5 Resultados de las pruebas mecánicas.

Se muestran los resultados de las pruebas mecánicas evaluadas en el presente trabajo las cuales fueron dureza y maquinabilidad.

4.5.1 Dureza.

En las tablas 11 y 12 se muestran los valores de dureza obtenidos después del tratamiento de esferoidización, aquí se puede apreciar la disminución de la dureza en función del tiempo de tratamiento. Esta respuesta es más notoria en las muestras que partieron de perlita fina, lo cual se relaciona con el hecho de que en ellas se obtuvieron microestructuras prácticamente libres de perlita.

En la microestructura esferoidizada, la matriz ferrítica es la responsable de que el material, con este tipo de microestructura, tenga bajos valores de dureza.

Tabla 11. Valores de la dureza Rockwell A promedio y su desviación estándar para las muestras que partieron de una microestructura inicial de perlita fina.

Horas de tratamiento	Dureza Rockwell A	Desviación estándar
0	59.2	0.8
166	43.7	0.8
360	40.8	0.8
696	35.0	0.7

Tabla 12. Valores de la dureza Rockwell A promedio y su desviación estándar para las muestras que partieron de una microestructura inicial de perlita gruesa.

Horas de tratamiento	Dureza Rockwell A	Desviación estándar
0	50.2	0.8
190	43.9	0.5
360	41.6	0.5
696	37.1	0.7

4.5.2 Maquinabilidad.

En las figuras 34 y 35 se muestran los resultados del caudal de viruta desprendido en cada muestra, el cual fue el criterio elegido para evaluar la propiedad de maquinabilidad, debido a la claridad con que en dicho criterio se puede comparar tal propiedad en un material con respecto a otro de referencia.

En la figura 34 correspondiente a la prueba uno, los resultados de caudal de viruta desprendido son mayores, puesto que la profundidad de corte con la que se trabajó en dicha prueba es más grande que la utilizada en la segunda prueba.

Ambas figuras permiten identificar que con el incremento del tiempo de tratamiento de esferoidización, el caudal de viruta desprendido se hace más grande indicando una mejora en la maquinabilidad del material tratado térmicamente. El incremento en tal propiedad es congruente con lo mostrado en las secciones 4.3, 4.4 y 4.5.1 en donde se observa el progreso de la esferoidización y su efecto en la microestructura y propiedades, corroborando que efectivamente el tratamiento de esferoidización mejora la maquinabilidad de los aceros de herramienta.

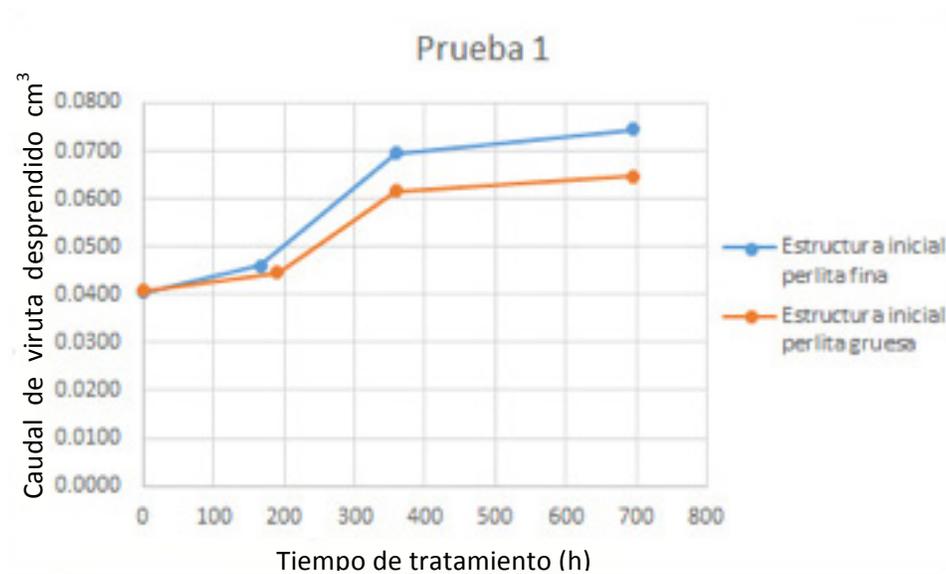


Figura 34. Representación gráfica del caudal de viruta desprendido con respecto al tiempo de tratamiento de la primer prueba de maquinabilidad.

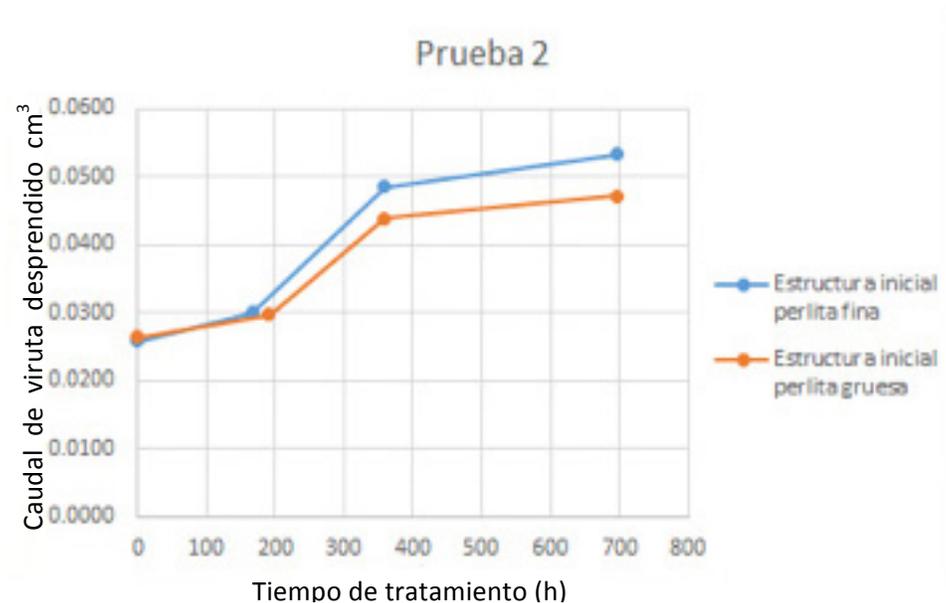


Figura 35. Representación gráfica del caudal de viruta desprendido con respecto al tiempo de tratamiento de la segunda prueba de maquinabilidad.

Como resultado de la obtención de microestructuras esferoidizadas, en las muestras que parten de perlita fina se obtuvieron mejores resultados en las pruebas de maquinabilidad.

4.5.2.1 Fotos de la viruta obtenida.

Las figuras de esta sección se presentan con diferente grado de magnificación con el objetivo de mostrar de forma clara en cada caso la forma de la viruta. En las figuras 36 y 37 se presentan las virutas obtenidas en la prueba de maquinabilidad para las muestras iniciales con microestructura de perlita fina y perlita gruesa respectivamente. En ambos casos, estas virutas se observan en forma dentada, discontinua y larga, este tipo de viruta indican una baja maquinabilidad [15]. Las virutas considerablemente largas, como las observadas en estas figuras, representan un problema para la seguridad de los operadores en la industria puesto que debido al filo y tamaño representan un riesgo latente de corte en las zonas cercanas a las máquinas que las producen, por lo tanto además de indicar una pobre maquinabilidad también son indeseables por el peligro que representan.

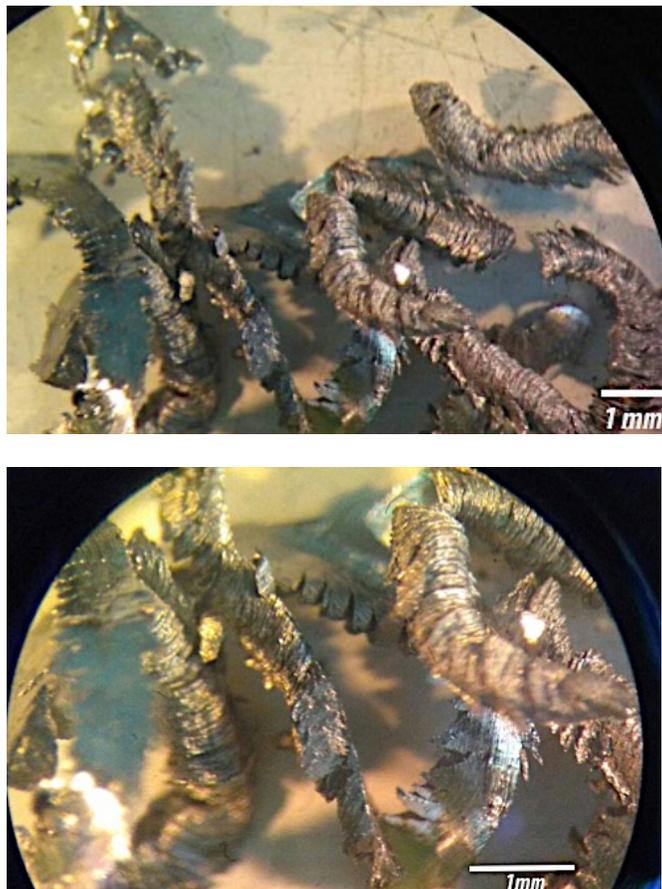


Figura 36. Viruta obtenida de las muestras con microestructura de perlita fina.

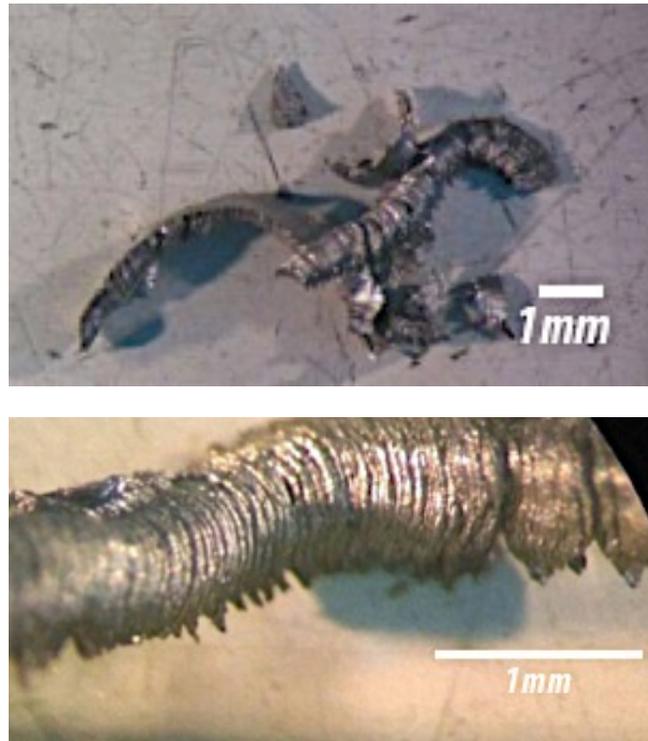


Figura 37. Viruta obtenida de las muestras con microestructura de perlita gruesa.

En la figura 38 se puede apreciar que las virutas obtenidas para 190 horas de tratamiento con una microestructura inicial de perlita gruesa, son virutas de dientes de sierra que de acuerdo con Parida y Maity [19] aumentan la fuerza de corte y el desgaste de la herramienta, es decir indican una pobre maquinabilidad.

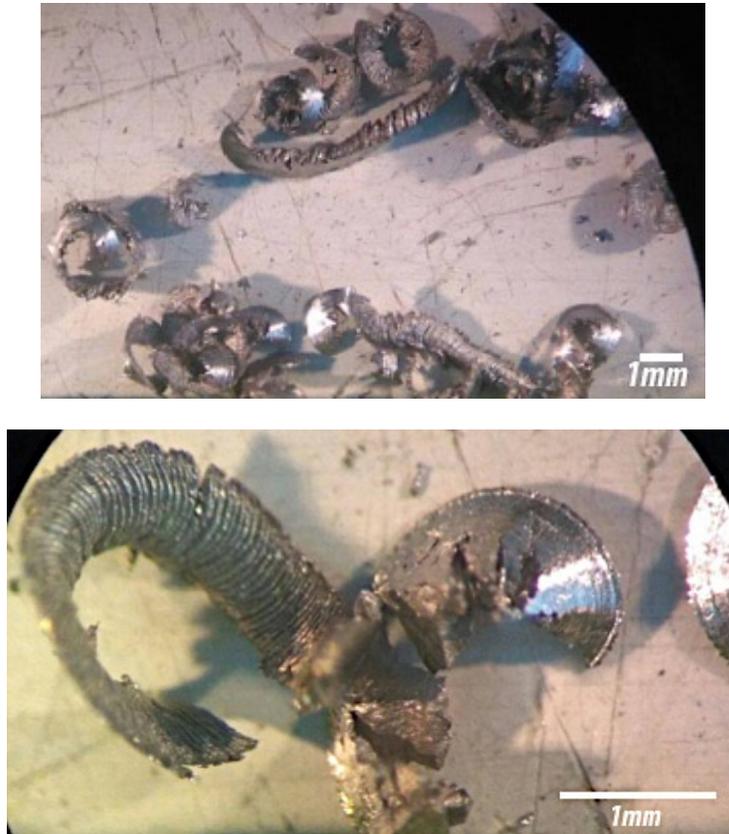


Figura 38. Viruta obtenida de las muestras que partieron de perlita gruesa sometidas a un tiempo de tratamiento de 190 horas.

Las figuras 39 y 40 en las que se observan las virutas obtenidas después de 360 y 696 horas de tratamiento en muestras con una microestructura inicial de perlita gruesa, muestran una disminución en la frecuencia del dentado en las virutas, es decir se fueron obteniendo virutas más continuas a medida que transcurría el tiempo de tratamiento lo que indica una mejora en la maquinabilidad de las muestras.



Figura 39. Viruta obtenida de las muestras que partieron de perlita gruesa sometidas a un tiempo de tratamiento de 360 horas.

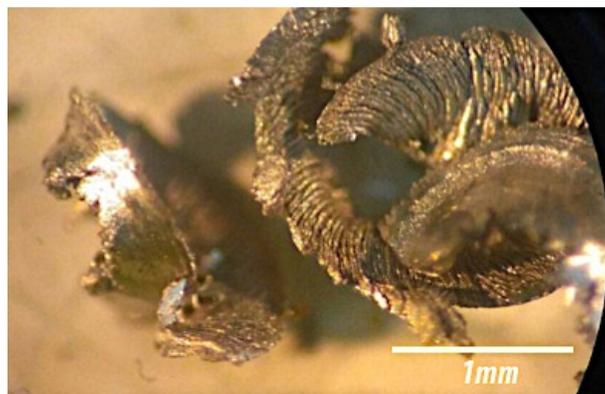
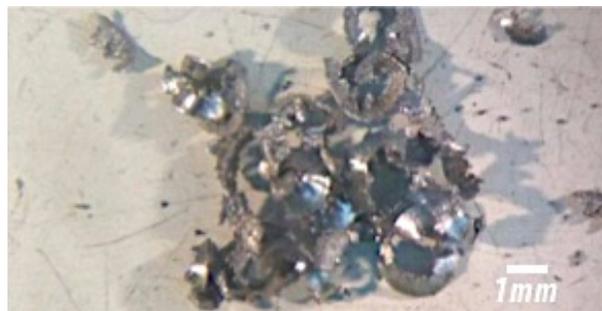


Figura 40. Viruta obtenida de las muestras que partieron de perlita gruesa sometidas a un tiempo de tratamiento de 696 horas.

La figura 41 muestra como es en general la viruta obtenida para un tiempo de tratamiento de 166 horas en muestras con microestructura inicial de perlita fina, se observa una viruta discontinua, además en la imagen de la derecha que corresponde a mayores aumentos, se aprecian virutas de dientes de sierra, lo cual quiere decir que para este tiempo de tratamiento la maquinabilidad aún no era la adecuada.



Figura 41. Viruta obtenida de las muestras que partieron de perlita fina sometidas a un tiempo de tratamiento de 166 horas.

Al igual que para el caso de las muestras que partieron de perlita gruesa, en las figuras 42 y 43, que muestran las virutas obtenidas en muestras con microestructura inicial de perlita fina y con tiempos de tratamiento de esferoidización de 360 y 696 horas, se observa una mejoría en la continuidad de las virutas obtenidas conforme el tiempo de tratamiento se incrementó, lo que implica que la maquinabilidad mejoró.

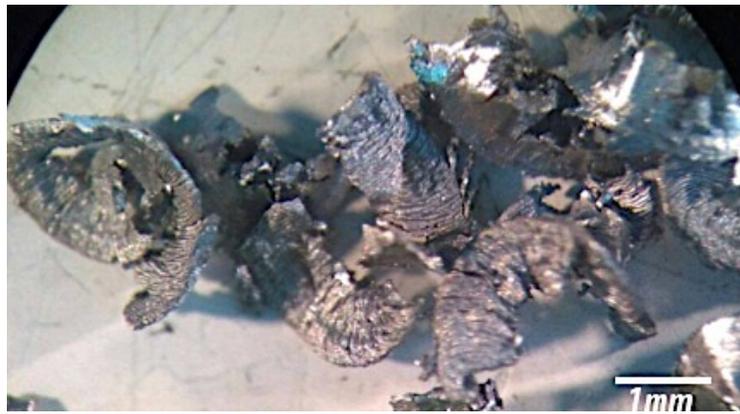


Figura 42. Viruta obtenida de las muestras que partieron de perlita fina sometidas a un tiempo de tratamiento de 360 horas.

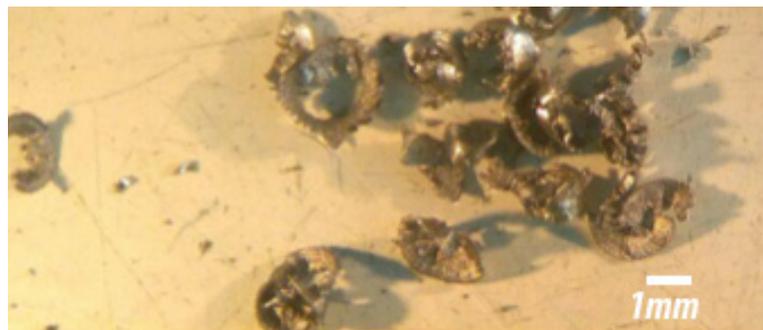


Figura 43. Viruta obtenida de las muestras que partieron de perlita fina sometidas a un tiempo de tratamiento de 696 horas.

En todas las figuras de esta sección se pudo apreciar que la viruta obtenida presenta una estructura laminar o estratificada en su cara interior, esta es la estructura característica de las virutas de los metales cuando son maquinados, en especial en los metales con algún tratamiento de recocido. La deformación producida durante el proceso de maquinado genera grandes cantidades de redes de dislocaciones propiciando que se produzca un endurecimiento por acritud que al llegar a su punto de saturación obliga al material a cizallarse, dicho cizallamiento es heterogéneo y genera varios frentes de cizalladura que le dan a la viruta la apariencia laminar [14].

La razón por la cual en las muestras con mayor tiempo de tratamiento de esferoidización presentan virutas más cortas, puede deberse a un fenómeno similar al que ocurre con los aceros de fácil maquinado (SAE 11XX, SAE 12XX) en los que se añaden pequeñas partículas duras de óxido para que actúen como barrera ante los frentes de cizalladura provocando que la viruta se fracture en las regiones donde hay más concentración de estas partículas. En nuestro caso las partículas que actúan como barrera son los esferoides formados durante el recocido de esferoidización.

Cabe destacar que la herramienta de corte utilizada para las pruebas de maquinabilidad no presentó desgaste significativo.

Capítulo 5.

Conclusiones.

- De entre las dos microestructuras de partida con las cuales se experimentó (perlita fina y perlita gruesa), la mejor para obtener una microestructura más esferoidizada y en menos tiempo es la perlita fina.
- El aumento en el tiempo de tratamiento de esferoidización propició la obtención de microestructuras más esferoidizadas y con una disminución en la cantidad de perlita.
- Al incrementarse el tiempo de tratamiento, las dimensiones de los esferoides resultantes aumentaron.
- El tratamiento térmico de esferoidización partiendo de estructuras perlíticas requiere de tiempos prolongados.
- La dureza de las muestras sometidas al tratamiento de esferoidización se vio disminuida, este fenómeno es mayor en las muestras que partieron de perlita fina (15.5 unidades a 166 horas).
- De acuerdo con el criterio de maquinabilidad elegido y con la forma de las virutas obtenidas se concluye que la maquinabilidad del acero W1 mejoró conforme el tiempo de tratamiento se incrementó.
- El acero W1 presentó una mayor maquinabilidad en las muestras cuya microestructura inicial fue la perlita fina.

Bibliografía.

[1] George Krauss, (2005). Steels, Processing, Structure and Performance. United States of America, Ohio, American Society for Metals, pág. 2-5

[2] George E. Totten, Ph.D.,FASM. STEEL HEAT TREATMENT Metallurgy and Technologies, Portland, Oregon, U.S.A, editorial Taylor & Francis, pág. 1-20,344-349.

[3]Principios generales de los tratamientos térmicos de los aceros (s.f).
Descargado 5/06/2019 de:
https://www.frro.utn.edu.ar/repositorio/catedras/mecanica/5_anio/metalografia/4-PRINCIPIOS_GENERALES_DE_LOS_TT_v2.pdf

[4] Apraiz Barreiro, J., (1949). Tratamientos térmicos de los aceros, Madrid, España, Patronato de publicaciones de la escuela especial de ingenieros industriales, pág. 61-67,95-115,275-282.

[5] Revista digital para profesionales de la enseñanza (2011). Metalografía. Andalucía España: Temas para la educación. Recuperado de:
<https://www.feandalucia.ccoo.es/docu/p5sd8732.pdf>

[6] M.I. Felipe Díaz Del Castillo Rodríguez, M.I. Alberto Reyes Solís (2012); Aceros, estructuras y tratamientos térmicos, Cuautitlán Izcalli, México, pag 94-134.

[7] Luis Bernardo López Vázquez, Aceros y Fundiciones, editorial Club Universitario, pág. 89-90.

[8] George Krauss, (1980). Principles of Heat Treatment of Steel, United States of America, Ohio, American Society for Metals, pág. 110-115.

[9] Young-Won Lee.,Young-Il Son.,Seok-Jae Lee. (2013). Microestructura y propiedades mecánicas del acero D6AC esferoidizado. *Materials Science & Engineering*, 585(1),94-99

- [10] Tool Steels, Steel Products Manual, Iron and Steel Society, April 1988.
- [11] George Roberts, George Krauss, Richard Kennedy. (1998). Tool Steels, United States of America, American Society for Metals, pág. 1, 7-13, 125-140.
- [12] John A.Schey (2000),Procesos de manufactura, Ciudad de México, México, editorial Mc Graw Hill, páginas: 668-688.
- [13]Procesos de mecanizado por arranque de viruta (s.f). Descargado 8/06/2019 de:
- https://ikastaroak.ulhi.net/edu/es/PPFM/DPMCM/DPMCM01/es_PPFM_DPMCM01_Contenidos/website_33_calidades_y_parmetros_de_mecanizado.html
- [14] E. Paul Degarmo (1988), Materiales y procesos de fabricación, segunda edición, editorial Reverté, Barcelona, España, paginas: 595-646, 661-708
- [15] Mikell P. Groover (2014), Introducción a los procesos de manufactura, Ciudad de México, México, editorial Mc Graw Hill, páginas: 334,335, 336
- [16] Leonard E. Samuels(1980).Optical Microscopy of Carbon Steels, United States of America, American Society for Metals, pág. 225-246
- [17] P.G. Kubendran amos.,Avisor Bhattacharya.,Britta Nestler.,Kumar Ankit.(2018). Mecanismos de esferoidización perlita: perspectivas de simulaciones de campo-fase 3D.*Acta Materialia*, 161(1),400-411
- [18] Alfonso A,& Thomas B.(1995). *Maquinabilidad de bronces al aluminio*(tesis de licenciatura). Escuela Superior Politécnica del Litoral,Guayaquil, Ecuador.
- [19] Asit Kumar Parida.,Kalipada Maity.(2018).Investigación experimental sobre la vida útil de las herramientas y la morfología del chip en el mecanizado en caliente de Monel-400.*Ingeniería de Ciencia y Tecnología, una revista internacional*, 21(3),371-379

[20] Roselló R.,Pérez I., y Recarey C. (2017).Caracterización y evaluación sistémica de empaquetamientos de partículas como conjuntos iniciales para simulaciones con elementos discretos.*Revista Cubana de Ingeniería*,7(2),35-46.

[21] Arturo C.(1985).*Pruebas de maquinado de una aleación Al-Si 6% al variar su estructura de colada por movimiento de rotación (tesis de licenciatura)*.Universidad Nacional Autónoma de México, Ciudad de México, México.