INFLUENCIA DEL TIEMPO DE REVENIDO EN LA RESISTENCIA AL DESGASTE ABRASIVO DE UN ACERO AISI 1020 TEMPLADO DESDE TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS SEGUIDO DE UN TRATAMIENTO CRIOGÉNICO

CRHISTIAN CAMILO GUERRERO ENCISO
JEHISSON FERNANDO SALAZAR CASTELLANOS

UNIVERSIDAD DISTRITAL FRANCISCO JOSE CALDAS
FACULTAD TECNOLOGICA
INGENIERÍA MECÁNICA
BOGOTÁ
2016

INFLUENCIA DEL TIEMPO DE REVENIDO EN LA RESISTENCIA AL DESGASTE ABRASIVO DE UN ACERO AISI 1020 TEMPLADO DESDE TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS SEGUIDO DE UN TRATAMIENTO CRIOGÉNICO

CRHISTIAN CAMILO GUERRERO ENCISO

JEHISSON FERNANDO SALAZAR CASTELLANOS

Trabajo de grado para optar por el título de Ingeniero Mecánico

Director de tesis.
M.Sc. Carlos Bohórquez

UNIVERSIDAD DISTRITAL FRANCISCO JOSE DE CALDAS
FACULTAD TECNOLOGICA
INGENIERÍA MECÁNICA
BOGOTÁ
2016

CONTENIDO

INTRODUCCIÓN 8

OBJETIVOS 10

1. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA 11

2. JUSTIFICACIÓN 12

3. MARCO TEÓRICO 13

3.1 Aceros Dual Phase (Doble Fase) 13

3.2 Transformaciones de fase 17

3.2.1 Transformaciones de la austenita 18

3.2.1.1 Austenización 18

3.2.1.2 La transformación martensítica 18

3.2.1.2.1 Martensita 19

3.3 Tratamientos Térmicos 21

3.3.1 Temple 21

3.3.1.1 Medios de temple 22

3.3.1.1.1 Aceites 22

3.3.1.1.2 Aguas y soluciones acuosas 23

3.3.1.1.3 Sales y metales fundidos 23

3.3.1.1.4 Gases 25

3.3.2 Criogenia 25

3.3.2.1 Tratamiento criogénico multietapas 28

3.3.2.2 Medios de aplicación de los tratamientos criogénicos 29

3.3.3 Revenido 31

3.3.3.1 Etapas del revenido 33

3.4 Desgaste abrasivo 34

3.4.1 Clasificación del desgaste abrasivo 35
4. INGENIERÍA DEL PROYECTO 39
4.1 Selección de material 39
4.2 Composición química 39
4.3 Temperaturas Intercríticas 40
4.4 Tratamientos Térmicos 41
4.5 Dureza 43
4.6 Desgaste Abrasivo 45
4.7 Microscopía Óptica y SEM 50
4.7.1 Microscopía Óptica 50
4.7.2 Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) 59
CONCLUSIONES 62
BIBLIOGRAFÍA 63

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Diagrama esfuerzo-deformación para un acero Dual-Phase y comparación con aceros convencionales. 13

Figura 2. Representación de granos de ferrita y martensita, característicos de un acero bifásico. 14

Figura 3. La micrografía muestra la estructura bifásica de un acero de bajo carbono, nótese cómo la martensita (partes obscuras), se encuentra dispersa en la ferrita, formando “islas”. 15

Figura 4. Diagrama fase para acero con 1.5% Mn 16

Figura 5. Diagrama de hierro-carbono, mostrando las temperaturas de calentamiento de aceros de bajo carbono, y su microestructura resultante después del temple en agua. 17

Figura 6. Estructuras cristalinas de a) Austenita (cúbica de cara centradas), b) Ferrita (cúbica de cuerpo centrada) y c) Martensita (tetragonal centrado en el cuerpo). En los tres casos, el carbono es intersticial..... 20

Figura 7. fotomicrografía de un acero con microestructura martensítica. 20

Figura 8. Representación esquemática del tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas 21

Figura 9. Representación de la estructura atómica de fase austenítico y martensítico. 26

Figura 10. Representación esquemática del tratamiento térmico de criogenia después de realizado temple a temperaturas intercríticas 27

Figura 11. Arreglo molecular de una estructura templada antes (Izquierda) y después (derecha) del tratamiento criogénico. 31

Figura 12. Representación esquemática del tratamiento térmico de revenido después de realizado temple a temperaturas intercríticas y criogenia. 32

Figura 13. Clasificación del desgaste abrasivo por el tipo de contacto a) Abrasión de dos cuerpos; b) Abrasión de tres cuerpos..... 35

Figura 14. Ejemplos del daño por desgaste abrasivo a) Desgaste abrasivo de dos cuerpos; b) Desgaste abrasivo de tres cuerpos. 36

Figura 15. Clasificación del desgaste abrasivo por el contacto y medio ambiente a) Sistema abierto de dos cuerpos; b) Sistema cerrado de dos cuerpos; c) Sistema abierto de tres cuerpos; d) Sistema cerrado de tres cuerpos. 36

Figura 16. Mecanismo de desgaste abrasivo 37

Figura 17. Mecanismo de desgaste abrasivo. a) Rayado; b) Viruta fragmentada; c) Corte. 38

Figura 18. Fotografía de probeta con análisis químico 39

Figura 19. Esquema de los tratamientos térmicos realizados al acero AISI 1020..... 42

Figura 20. Gráfica de dureza en escala Rockwell B para cada uno de los grupos con los procedimientos realizados (Temple - Criogenia - Revenido)..... 44

Figura 21. Máquina para prueba de desgaste abrasivo según norma ASTM G65-04..... 45

Figura 22. Caracterización de la arena sílica usada en la prueba de desgaste abrasivo 46

Figura 23. Comparación de la pérdida de volumen para los tratamientos con y sin Criogenia de dos estudios distintos. 49

LISTA DE TABLAS

Tabla 1. Datos de composición obtenidos por medio de espectrometría de masas, entregados por método experimental. 40

Tabla 2. Valores promedio de dureza de cada grupo en cada uno de los tratamientos térmicos realizados. 43

Tabla 3. Parámetros de la prueba de desgaste abrasivo 45

Tabla 4. Pérdida de peso y volumen promedio de cada grupo en cada uno de los tratamientos térmicos realizados. 47

Tabla 5. Pérdida de peso y volumen promedio de un estudio anterior sin tratamiento térmico criogenia. 48

INTRODUCCIÓN

Las industrias dedicadas a la manufactura de elementos mecánicos están constantemente esforzándose para reducir costos e incrementar la calidad de las piezas. El impacto económico se determina por las pérdidas de eficiencia, aumento en el consumo energético, el reemplazo de piezas desgastadas, los tiempos muertos de la maquinaria y lubricantes. La productividad, principalmente afectada por la calidad y repetitividad del proceso, es fuertemente influenciada por el nivel de fricción desarrollado en la zona de contacto y el desgaste de las herramientas utilizadas.

El desgaste de los materiales ha sido un fenómeno que se ha evidenciado por siempre, por lo que se ha buscado combatirlo y prevenirlo de muchas maneras, una de las formas de evitar que se presente, es la determinación de las características mecánicas del material (resistencia al desgaste, resistencia mecánica, resistencia a la fricción, etc.) y su comportamiento en el momento en que entra en contacto con otro, esto debido a que no solo basta con que un material cumpla con los requerimientos de resistencia , sino que pueda cumplir con su función durante un periodo de tiempo razonable.

Los aceros constituyen la materia prima primordial, en la actualidad la mayoría de elementos están conformadas por piezas metálicas y sus aplicaciones se han ido acrecentando a medida de las necesidades de la industria. Los aceros doble fase cobran más importancia cada día debido a la buena combinación de propiedades mecánicas que ofrecen, la combinación de ferrita y martensita en su microestructura son las causantes de producir transformaciones en sus propiedades mecánicas. Para que estos aceros DP tengan una vida útil larga se debe disminuir el desgaste al mínimo posible, para ello se han utilizado tratamientos térmicos para cambiar las propiedades y mejorarlas de tal manera que la resistencia al desgaste aumente.

Los principales tratamientos térmicos son el temple y el revenido, procesos con los que se consigue aumentarla dureza del acero, mejorar su resistencia a la tensión, a la fatiga y al desgaste, entre otros. Adicionalmente se quiere implementar un tratamiento criogénico y

analizar en que afecta en las propiedades mecánicas del material. En Colombia y en general en el mundo, la aplicación de este tratamiento térmico en la industria de los metales es muy limitada, está sólo enfocado a las industrias alimenticia y de salud. Las pocas investigaciones realizadas en aceros de herramientas han brindado algunas hipótesis de los posibles beneficios que resultan al realizar este procedimiento. Sin embargo, aún se encuentra bajo discusión los fundamentos teóricos que originan el aumento de resistencia en este tipo de aceros.

Por lo tanto, este proyecto pretende contribuir a la industria y a la investigación mediante el estudio de la influencia del tiempo de revenido en la resistencia al desgaste abrasivo de un acero AISI 1020 templado desde temperaturas intercríticas seguido de un tratamiento criogénico, el ensayo de desgaste abrasivo está basado en la norma ASTM G65-04.

Para este ensayo se usaron 51 probetas distribuidas de la siguiente manera:

- 3 probetas sin tratamiento, como elementos de control
- 12 probetas sometidas a temple a 780ºC durante 1 hora, enfriadas en agua, 24 horas en nitrógeno líquido y revenidas a 15, 30, 45 y 60 minutos, en grupos de 3 probetas a una temperatura de 360ºC.
- 12 probetas sometidas a temple a 740ºC durante 1 hora, enfriadas en agua, 24 horas en nitrógeno líquido y revenidas a 15, 30, 45 y 60 minutos, en grupos de 3 probetas a una temperatura de 360ºC.
- 12 probetas sometidas a temple a 780ºCdurante 1 hora, enfriadas en aceite, 24 horas en nitrógeno líquido y revenidas a 15, 30, 45 y 60 minutos, en grupos de 3 probetas a una temperatura de 360ºC.
- 12 probetas sometidas a temple a 740ºCdurante 1 hora, enfriadas en aceite, 24 horas en nitrógeno líquido y revenidas a 15, 30, 45 y 60 minutos, en grupos de 3 probetas a una temperatura de 360ºC.

Como parámetros de comparación se tomaron los valores de dureza y pérdida volumétrica, además de la micrografía de una muestra de cada tratamiento realizado.

OBJETIVOS

Objetivo general

Establecer la influencia del tiempo de revenido en la resistencia al desgaste abrasivo de un acero AISI 1020 templado desde temperaturas intercríticas seguido de un tratamiento criogénico

Objetivos específicos

- Especificar la secuencia de tiempos y temperaturas de tratamiento para el acero AISI 1020 y compararlos con un estudio anterior.
- Realizar ensayo por desgaste abrasivo a las probetas de acuerdo a la norma ASTM G-65.
- Establecer la influencia del tratamiento criogénico y el tiempo de revenido en la resistencia al desgaste del acero AISI 1020

1. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

¿Es posible cambiar las propiedades de resistencia al desgaste abrasivo en un acero de bajo carbono cuando se somete a tratamientos térmicos a temperaturas intercríticas y tratamientos criogénicos? Actualmente no hay muchas referencias que puedan responder esta pregunta, aunque existen investigaciones similares en las cuales aceros con elevados contenidos de elementos aleantes, su resistencia al desgate aumenta. Por esta razón se quiere analizar que sucede al aplicar dichos tratamientos en un acero AISI/SAE 1020, y observar si realmente hay un cambio significativo que demuestre que estos ensayos son influyentes en este tipo de aceros de bajo carbono. Además se hará una comparación entre los resultados obtenidos en este proyecto con un estudio anterior donde se tiene el mismo material, al cual solo le realizaron el tratamiento térmico de temple y revenido, y ver en que difieren uno del otro.

2. JUSTIFICACIÓN

El tratamiento criogénico es uno de los tratamientos en los que menos se ha trabajado ya que su implementación es nueva, aunque en investigaciones recientes se ha encontrado que al someter aceros aleados a un temple, posteriormente a temperaturas criogénicas y luego a un revenido se produce un incremento considerable en la resistencia al desgaste abrasivo, alargando la vida útil del material. Sin embargo no hay referencias de tratamientos a temperaturas intercríticas seguidos de tratamientos criogénicos, es por esto que esta investigación se centra en el análisis de la resistencia al desgaste al someter un acero AISI/SAE 1020 con estos tratamientos y evaluar sí realmente hay una reducción en el desgaste abrasivo, además de comparar los resultados tomando como base el mismo acero al cual solo se le realizó el temple a temperaturas intercríticas y revenido.

3. MARCO TEÓRICO

3.1 Aceros Dual Phase (Doble Fase)

Los denominados Dual-Phase (DP), son aceros que se caracterizan por poseer un bajo valor de límite elástico y un alto valor del esfuerzo máximo a tracción (UTS), lo que se traduce en un alto valor del índice de endurecimiento por deformación y por ende un alto valor de la deformación uniforme. Estas son características que los hacen apropiados para una gran variedad de usos, particularmente aquellas aplicaciones en la que se necesita de una buena capacidad para ser deformados generando en la operación de conformado, un producto final de buena resistencia mecánica.

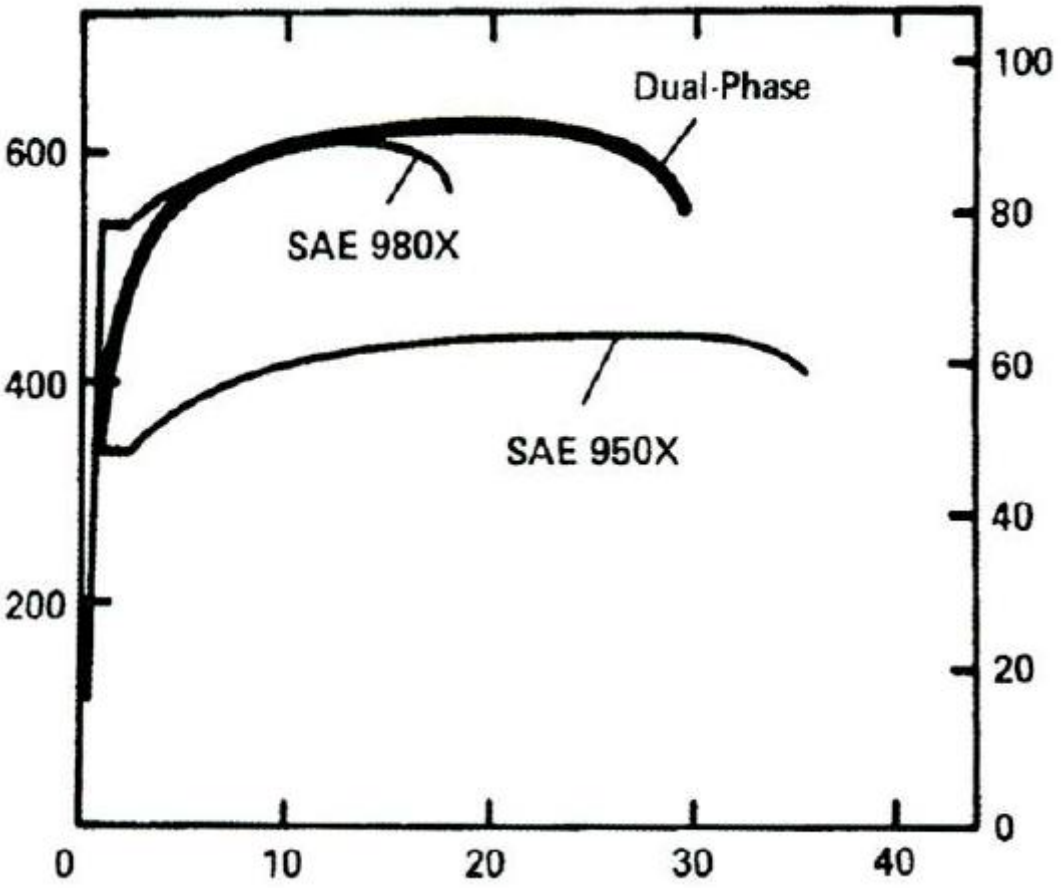


Figura 1. Diagrama esfuerzo-deformación para un acero Dual-Phase y comparación con aceros convencionales.

A manera de ejemplo, en la figura 1 se muestra una gráfica del esfuerzo-deformación para un acero Dual-Phase, comparándose con los aceros SAE 950X y 980X. La característica

fundamental del acero Dual-Phase es la ausencia del fenómeno del punto de fluencia, es decir la presencia de una transición elasto-plástica suave. Además, el Acero Dual-Phase presenta el valor más alto de resistencia máxima a la tracción, además de una bajo límite elástico y un alto valor del índice de endurecimiento por deformación. [1]

Los aceros de doble fase son una clase de aceros HSLA (Aceros bajo aleados de ultra resistencia). Este tipo de aceros de caracterizan por tener una resistencia aproximada a los 550 MPa u 80,000 psi, están formados por una microestructura de alrededor de un 20% de martensita dispersa en una matriz dúctil de ferrita. La cantidad de fase martensítica puede ser regulada lo que cambia la relación entre resistencia y deformabilidad.

El término "doble fase", se refiere a la presencia de dos fases en la microestructura del acero, ferrita y martensita, además de otras fases dispersas en mucho menor relación como bainita, perlita y austenita retenida.

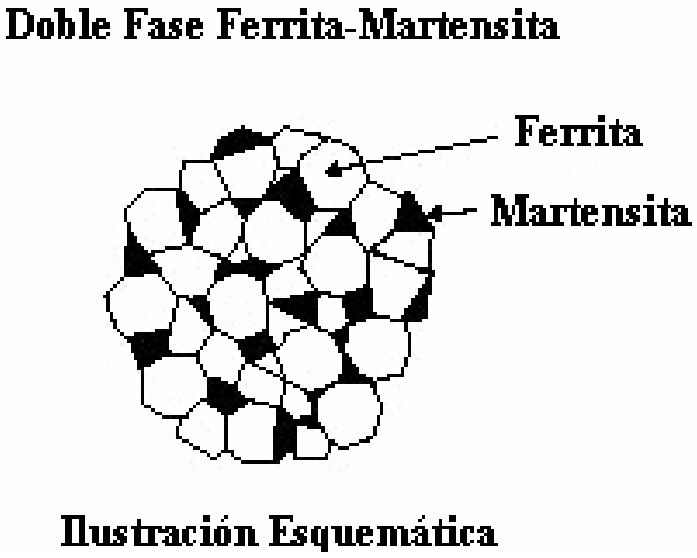


Figura 2. Representación de granos de ferrita y martensita, característicos de un acero bifásico.

Es muy interesante la observación de la estructura de los aceros de doble fase, ya que a partir de ésta es posible obtener conclusiones a cerca de las capacidades mecánicas del acero. Lo más importante es identificar la fase martensítica y ferrítica. Siendo la martensita la fase más dura, al aumentarse la cantidad de ésta en proporción, aumenta también la resistencia del material bifásico. Desafortunadamente, al aumentar el contenido de

martensita se reduce la ductilidad, por tal razón se determina que el volumen fraccional de martensita es normalmente restringido de un 10 a 20%.

Sin embargo, para mantener las propiedades de ductilidad en éste tipo de aceros es también necesario restringir los contenidos de carbono en ésta fase. A menores contenidos de carbono (>0.4%) se forma martensita de bajo carbono, la cual es preferible ya que no es tan frágil y ayuda a mantener la estructura de las fases ferrítico-martensítica. Por tal razón, es también sabido que en los aceros bifásicos regularmente se limita el contenido de carbono al 0.1% como máximo. Para ésas composiciones típicas con contenidos típicos de martensita a un 15%, el acero bifásico muestra esfuerzos tensiles en el rango de entre 550 y 650 MPa.

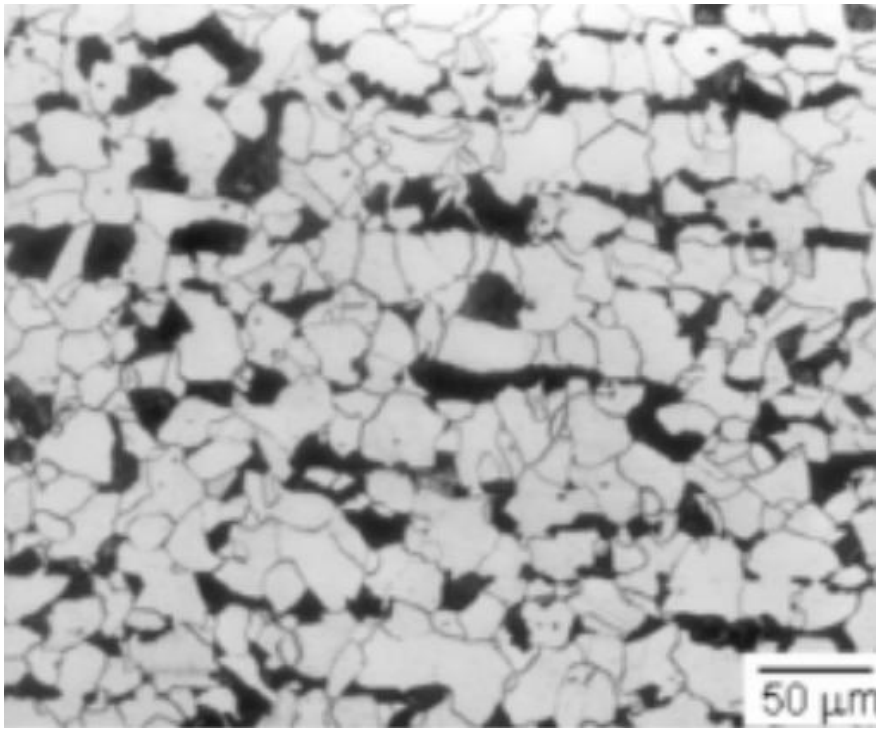


Figura 3. La micrografía muestra la estructura bifásica de un acero de bajo carbono, nótese cómo la martensita (partes obscuras), se encuentra dispersa en la ferrita, formando “islas”.

Las estructuras formadas por los aceros de doble fase se presentan a nivel granular como una matriz de Ferrita con “islas” de martensita lo que da como resultado aceros resistentes a causa de la martensita y dúctiles a causa de la matriz ferrítica. En aceros de doble fase es posible tener contenidos variables de fases, es decir, se pueden obtener aceros bifásicos con

altos contenidos de martensita y bajos contenidos de ferrita o viceversa, o bien aceros con contenidos intermedios entre estos porcentajes.

Tal como muestra el diagrama hierro-carbono figura 4, es posible experimentar con aceros templados desde temperaturas de 730ºC para obtener aceros bifásicos con altos contenidos de ferrita, o templar a temperaturas de 850ºC para obtener aceros bifásicos con altos contenidos de martensita.

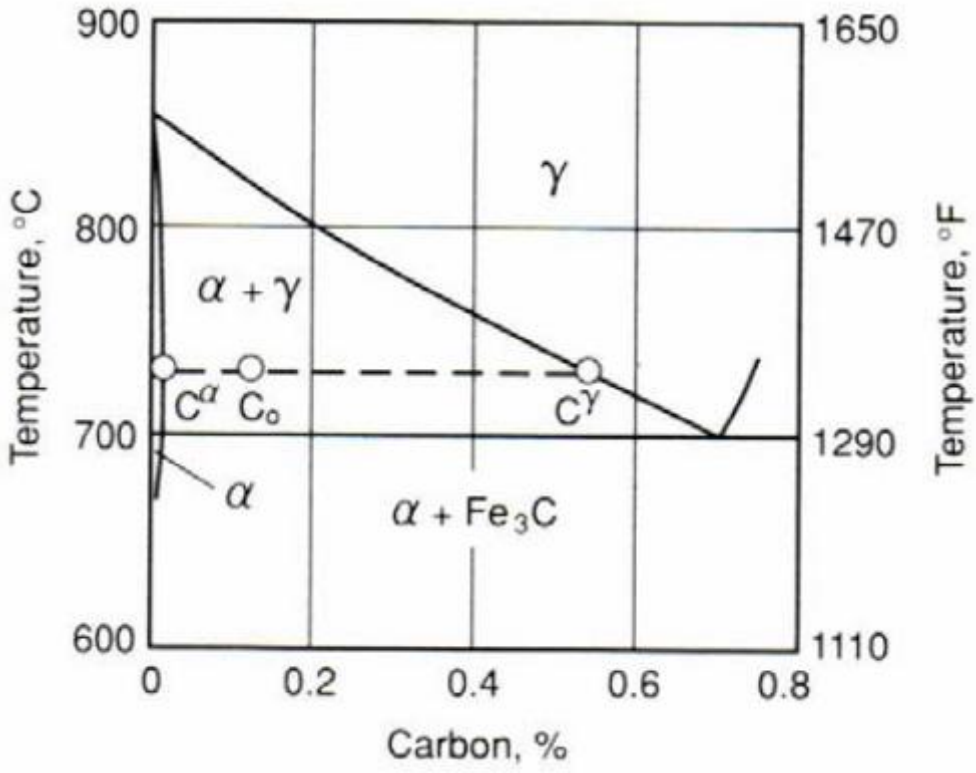


Figura 4. Diagrama fase para acero con 1.5% Mn

Las proporciones de martensita y ferrita en éste tipo de aceros es el más importante indicador ya que a partir de ahí es posible regular las propiedades mecánicas deseadas en un material.

La figura 5 muestra como varía el porcentaje de contenido de fases según la temperatura de temple, a los 800ºC se presenta una estructura con poca ferrita y mucha martensita, a los 775ºC se presenta una estructura con cantidades similares de ferrita y martensita, y a los 750ºC se presenta una estructura con una mayor cantidad de ferrita en la estructura.

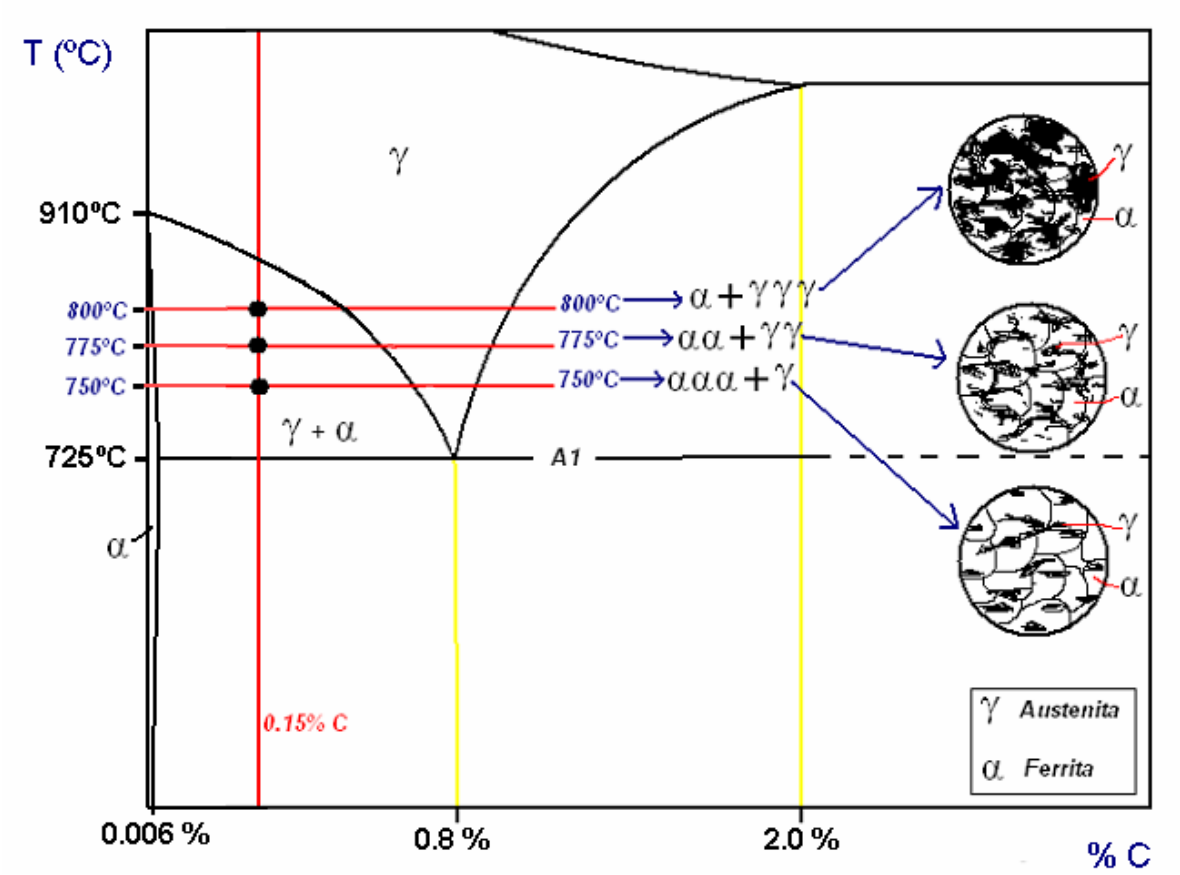


Figura 5. Diagrama de hierro-carbono, mostrando las temperaturas de calentamiento de aceros de bajo carbono, y su microestructura resultante después del temple en agua.

El acero bifásico es un material que debido a su capacidad de mantener alta resistencia y buena ductilidad en conjunto está siendo cada vez más fabricado en muchos países, con la característica de uso de elementos microaleantes como Nb, Cr, V, para el refinamiento del grano y alta resistencia. [2]

3.2 Transformaciones de fase

En los tratamientos de los materiales se produce gran variedad de transformaciones de fases, que representan alguna alteración de la microestructura. Estas transformaciones, se dividen en tres categorías. En un grupo se reúnen las transformaciones que son simple difusionales; no cambia ni el número ni la composición de las fases presentes. Son ejemplos de ellas la solidificación de un metal puro, las transformaciones alotrópicas y la recristalización y crecimiento de grano. En otro tipo de transformación dependiente de la

difusión hay alteración en las composiciones de fases y, a veces, en el número de fases. La reacción eutectoide, pertenece a este tipo y el tercer tipo de transformación es sin difusión y se forma una fase metaestable. La transformación martensítica de algunos aceros es un ejemplo.

3.2.1 Transformaciones de la austenita

3.2.1.1 Austenización

Austenizar un acero consiste en transformar su estructura en austenita. para austenizar completamente un acero hay que calentar la aleación a una temperatura a la que solo sea estable la estructura austenítica (es decir, por encima de A_{c3} sí el acero es hipoeutectoide, o de A_{cm} sí es hipereutectoide y mantener el acero a esa temperatura el tiempo suficiente para que se produzca la transformación.

Debe elegirse una temperatura de austenización adecuada para el acero. Sí la temperatura de calentamiento está muy poco por encima del punto crítico superior, la difusión es más lenta y el tiempo de permanencia en el horno debe ser largo. Sin embargo, sí la temperatura es demasiado alta, el tamaño de grano de la austenita puede crecer, lo que es desfavorable para las propiedades mecánicas del acero. En general, en los aceros hipoeutectoides, la temperatura de austenización suele estar entre 30 y 80 ºC por encima de A_{c3}, según los casos. Una vez conseguida la estructura austenítica, esta se transformará durante el enfriamiento posterior en otras fases, según sea la velocidad a la que se enfríe, dado que es imposible retenerla a temperatura ambiente, incluso con enormes velocidades de enfriamiento.

3.2.1.2 La transformación martensítica

Sí, desde la región austenítica, se enfría muy lentamente el acero (por ejemplo apagando el horno y dejando dentro el material), la austenita se irá transformando progresivamente en los constituyentes que le corresponda según el diagrama de equilibrio Fe-C. Como ya se ha

comentado, en el caso de aceros hipoeutectoides, al cruzar en enfriamiento el punto A_3 se irá formando ferrita y, al llegar a la temperatura A_1, la austenita restante se transformará en perlita. Sí, por el contrario, se aplica gran velocidad de enfriamiento, no se podrán realizar las transformaciones del diagrama, ya que todas ellas son trasnformaciones de tipo térmico, que implican difusión y, por tanto, tiempo para que los átomos se vayan moviendo por la red cristalina.

Con altas velocidades de enfriamiento no puede ocurrir ninguna transformación térmica, y por tanto la austenita (que es, en principio, absolutamente inestable a temperatura ambiente y precisa transformarse en otra cosa) recurrirá a una transformación de tipo atérmico. De hecho, la austenita se transforma en otra fase, inexistente en el diagrama de equilibrio Fe-C, denominada martensita. [3]

3.2.1.2.1 Martensita

El enfriamiento rápido (o temple), hasta temperatura próxima a la ambiental, del acero austenizado origina otro microconstituyente denominado martensita, que resulta como una estructura de no equilibrio de la transformación sin difusión de la austenita. Se puede considerar un producto de transformación competitivo con la perlita o la bainita. La transformación martensítica tiene lugar a velocidades de temple muy rápidas que dificultan la difusión del carbono. Sí hubiera difusión se formarían las fases ferrita y cementita.

La transformación martensítica no es bien conocida. Sin embargo, gran número de átomos se mueven de modo cooperativo, lo que representa pequeños desplazamientos de un átomo respecto a sus vecinos. Esta transformación significa que la austenita FCC (figura 6a) experimenta una transformación polimórfica a la martensita tetragonal centrada en el cuerpo (BCT). La celdilla unidad de esta estructura cristalina (figura 6c) es un cubo, alargado en una de sus tres dimensiones, centrado en el cuerpo; esta estructura es diferente de la ferrita BCC (figura 6b). Todos los átomos de carbono permanecen como solutos intersticiales en la martensita y constituyen una disolución sólida sobresaturada capaz de transformarse rápidamente en otras estructuras si se calienta a temperaturas que implican

una apreciable velocidad de difusión. La mayoría de los aceros retienen la estructura martensítica casi indefinidamente a temperatura ambiente.

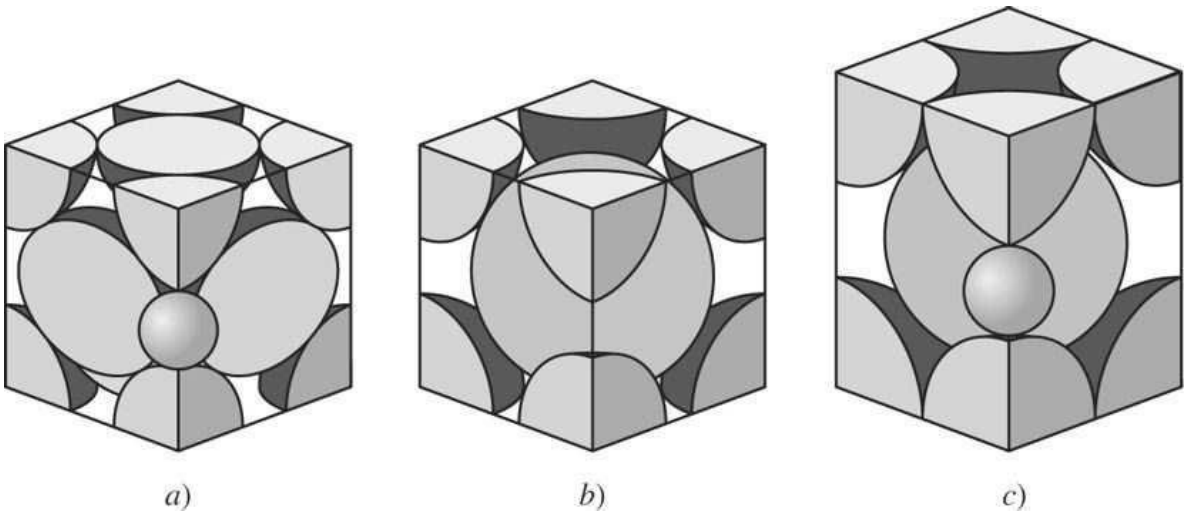


Figura 6. Estructuras cristalinas de a) Austenita (cúbica de cara centradas), b) Ferrita (cúbica de cuerpo centrada) y c) Martensita (tetragonal centrado en el cuerpo). En los tres casos, el carbono es intersticial. [4]

Ya que la transformación martensítica no implica difusión, ocurre casi instantaneamente; los granos martensíticos se nuclean y crecen a velocidad muy alta; la velocidad del sonido dentro de la matriz austenítica. De este modo, a efectos prácticos, la velocidad de transformación de la austenita es independiente del tiempo.

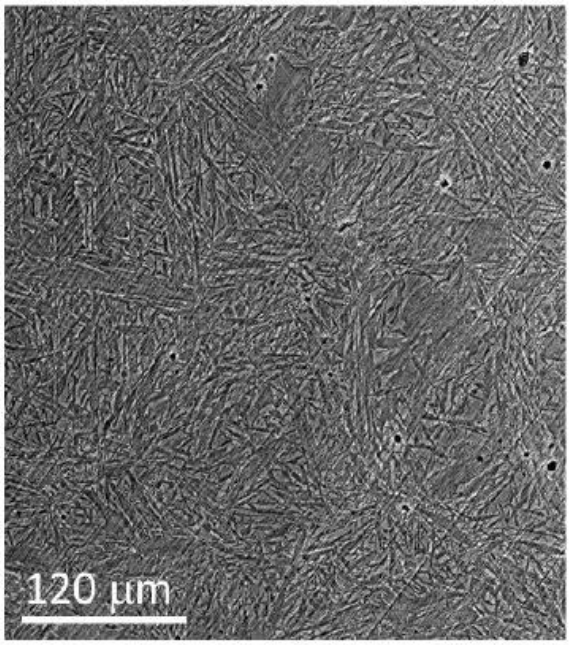


Figura 7. fotomicrografía de un acero con microestructura martensítica. [4]

Los granos de martensita, como indica la figura 7, tienen la apariencia de láminas o de agujas. la fase blanca de la micrografía austenita (austenita retenida) que no se transforma durante el templé rápido. La martensita también puede coexistir con otros constituyente, como por ejemplo la perlita. Tratándose de una fase de no equilibrio, la martensita no aparece en el diagrama de fases Fe-C. Puesto que la transformación martensítica es instantánea y en ausencia de difusión, presenta en este diagrama unas características distintas que las de las reacciones perlítica y bainítica. [5]

3.3 Tratamientos Térmicos

3.3.1 Temple

El tratamiento de endurecimiento por temple tiene por objeto endurecer y aumentar la resistencia de los aceros, y consiste en austenizar el componente o la pieza en su totalidad a unas temperaturas preestablecidas, en aceros de bajo contenido de carbono se conocen como temperaturas intercríticas A_{c1} que marca el inicio de la temperatura de austenización y A_{c3} la austenización total. Cada material posee distintas temperaturas intercríticas debido a que dependen de su composición química. Otro aspecto a tener en cuenta es el tiempo de permanencia para que el material alcance la homogenización total de la austenita.

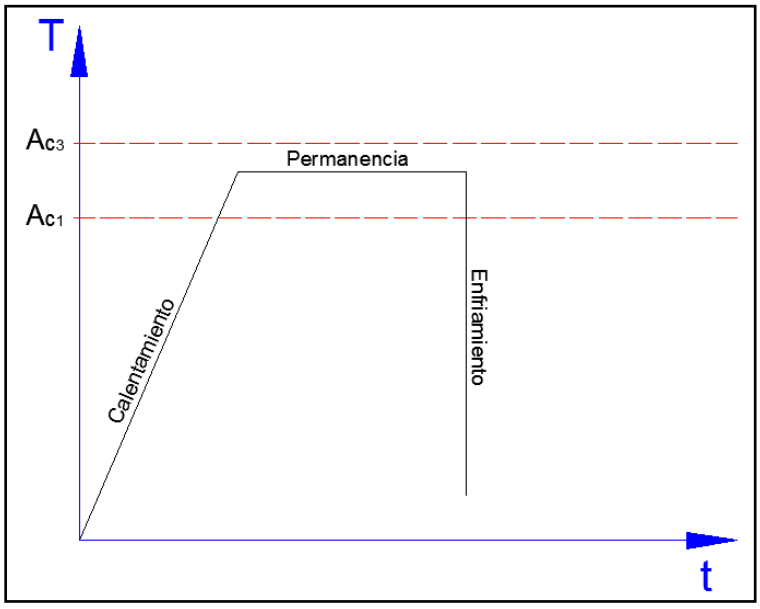


Figura 8. Representación esquemática del tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas

A la hora de realizar un tratamiento de temple debe elegirse el medio de enfriamiento más idóneo para cada pieza concreta, de manera que cumpla las dos condiciones siguientes: que sea suficientemente rápido para evitar las transformaciones perlítica y bainítica, y que sea lo más lento posible, para minimizar tensiones internas y el peligro de rotura de la pieza. En cuanto a los posibles medios de enfriamiento, su mayor o menor agresividad dependerá de la composición, temperatura y agitación del fluido utilizado. [6]

3.3.1.1 Medios de temple

3.3.1.1.1 Aceites

Se emplean casi exclusivamente los aceites minerales; el calor específico, punto de ebullición, calor de evaporación, conductividad térmica y viscosidad, juegan un papel importante. Un aumento en la viscosidad suele ir acompañado de una elevación del punto de ebullición y disminuye el tiempo de la fase vapor, pero suaviza las condiciones de la fase de convección. Si la viscosidad es excesiva, disminuirá la turbulencia que contribuye a la extracción de calor en la fase de ebullición y empeorarán las condiciones de temple.

Los aceites de temple son líquidos traslúcidos cuyo color puede cambiar mucho con el uso, oscureciéndose y haciéndose más espeso. Estas alteraciones se deben principalmente a fenómenos de oxidación por el aire que son acelerados por el calentamiento que producen las piezas incandescentes de acero, que se introducen para templar. También se forma lodo procedente de la cascarilla del acero templado, que puede eliminarse por filtrado y sedimentación. El grafito coloidal proveniente de hornos de atmósfera controlada, se elimina por centrifugación.

Es frecuente la impurificación con trazas de agua por condensación y fugas del sistema de refrigeración. Cuando el contenido de agua supera el 0,5%, se aminora el efecto refrigerante del aceite porque se prolonga la fase vapor y, si se llega a más del 2%, puede producir fisuras. Además, puede producir espumas e inflamar el aceite durante el temple. El agua puede eliminarse calentando el aceite a 100º C o con ultracentrífuga.

Fundamentalmente se utilizan dos tipos de aceite: para temple en frío, entre 30 y 60ºC, y para temple en caliente, entre 100 y 130ºC.

3.3.1.1.2 Aguas y soluciones acuosas

Cuando se templa en agua pura, entrando agua nueva por el fondo del depósito y saliendo la calentada por un desagüe de la parte superior, son frecuentes los defectos de aparición de puntos blandos, especialmente en aceros sensibles a ello. Este contratiempo debe atribuirse, en primer lugar, a los gases disueltos en el agua nueva, como el anhídrido carbónico, el oxígeno y el hidrógeno, y en segundo lugar, al anhídrido carbónico procedente de la disociación de los bicarbonatos. Aún en el agua nueva en reposo, se forman burbujitas sobre los productos que se templan. El agua corriente de cañerías y de los pozos está muy enriquecida en gases que favorecen la formación de películas de vapor. Tan pronto como el agua de temple alcanza temperaturas superiores a 50° C aproximadamente, se registran oscilaciones en las durezas obtenidas. La situación es mejor cuando se emplea para el temple agua dura vieja de la que los constituyentes gaseosos han sido ya expulsados en su mayor parte, o han precipitado las sales que endurecen el agua. Para eliminar estos inconvenientes se emplean soluciones salinas en lugar de agua. Se utilizan soluciones de sal común, NaCl al 10%, o con cloruro potásico en lugar de sódico. También se emplean como medios de temple, soluciones con 5 al 10% de soda cáustica, que ofrecen además la ventaja de que separan con mucha facilidad la cascarilla.

Para templar los aceros muy sensibles a la aparición de zonas blandas, ha dado buenos resultados una solución a temperaturas de 30 a 40° C y densidad 1,1. Contiene 14 % de sal y 86 % de agua. La densidad de las soluciones mantiene mediante adiciones de agua o de sal. Las piezas toman en el temple un aspecto entre gris y negro azulado.

3.3.1.1.3 Sales y metales fundidos

Además del agua, el aceite y las soluciones acuosas, se emplean como medios de temple las sales y los metales fundidos. Las temperaturas de los baños dependen del empleo y se

encuentran generalmente entre los 200 y 600° C. Para temperaturas hasta 500 a 550º C, se emplean mezclas de nitratos y nitritos alcalinos. Para más de 550° C, se utilizan mezclas de sales exentas de nitratos.

El temple en baño caliente, en lugar de aceite, tiene la ventaja de que no se forman burbujas de vapor y, por tanto, no se producen endurecimientos heterogéneos. El enfriamiento desde la temperatura de temple hasta la del baño se produce por convección pura. En baños de este tipo se pueden templar todos los aceros aleados para temple en aceite, cuya temperatura de austenización no exceda los 950º C. También pueden templarse piezas de aceros no aleados, de hasta 10 mm de diámetro, directamente desde la temperatura de cementación. No es admisible introducir en baños de nitratos, o de análoga naturaleza, productos que puedan aglomerarse muy densamente, como por ejemplo piezas pequeñas en cestas de temple, alambre en rollo, etc., porque se pueden producir sobrecalentamientos locales de las sales que den lugar a corrosión o quemado del acero, y en casos desafortunados, incluso, a explosiones del baño.

Los baños de plomo o de otros metales fundidos se emplean a veces con la misma finalidad que los baños de sales. Pueden contener azufre cuando están sucios y, por esta razón, es necesario fundirlos completamente 1 ó 2 h antes de introducir las piezas. Por otro lado, el plomo es bastante volátil entre 350 y 750° C, que son las temperaturas de los tratamientos para los que se emplea: los vapores son venenosos y se necesita muy buena aspiración. También puede evitarse una evaporación excesiva mediante una capa cubriente de carbón vegetal. Para medir las temperaturas son adecuados los termopares o los pirómetros fotoeléctricos. La ventaja del plomo es que enfría mucho más rápidamente que los baños de sales.

Como el acero tiene menor densidad que el plomo, es necesario sujetar las piezas dentro del baño. Otra desventaja del plomo es que puede adherirse tenazmente a piezas que contengan dientes o ranuras pequeñas e impide que esas zonas se endurezcan en el temple. Por esta causa, es preciso desengrasar previamente las piezas con mucho cuidado. El tratamiento en

baño de plomo no da lugar a la formación de cascarilla. Como consecuencia de la toxicidad de sus vapores, el empleo del plomo es cada vez más restringido frente a los baños de sales.

3.3.1.1.4 Gases

Los aceros para herramientas de alta aleación y los rápidos, que tienen velocidad crítica de enfriamiento pequeña, templan incluso con un chorro de aire a presión. Se emplea aire a baja presión, unos 100 mm de columna de agua o aire comprimido hasta 6 Kg/cm2. El aire comprimido actúa con mucha intensidad pero contiene mayor proporción de agua condensada, y las gotitas de este líquido que inciden sobre las piezas, pueden producir agrietamiento. Para muchos aceros, basta enfriar con aire tranquilo para que se forme martensita. Aunque este tipo de enfriamiento presenta menos peligro de distorsiones, como contrapartida, produce cierta oxidación superficial. En lugar de aire pueden emplearse gases protectores o inertes, por ejemplo, amoníaco craquizado o gas de ciudad quemado. Utilizando estos gases en los hornos y como medio de temple, se obtienen piezas templadas brillantes. [7]

3.3.2 Criogenia

La razón principal para la aplicación de tratamientos al acero es para mejorar su resistencia al desgaste a través del endurecimiento, elementos que están propensos tales como engranajes, rodamientos, y herramientas, son endurecidos dada la necesidad de una excelente resistencia para ampliar su fiabilidad en operación y su rendimiento. Para entender los efectos del tratamiento criogénico es esencial que se conozcan los tratamientos térmicos a altas temperaturas.

Para un tratamiento térmico de altas temperaturas convencional es usual obtener una temperatura de austenización para el acero 875 °C (1600 °F) aproximadamente o superior, la austenita es una fase suave del acero en la cual es bastante maleable y fácil de usar debido a esto es la necesidad de aplicarle tratamientos térmicos, regularmente las piezas

mecánicas, elementos de rodamiento o transmisión de fuerza y herramientas son a menudo mecanizados en el estado austenítico.

Según la temperatura que indique el diagrama de fase que es el indicado para el material a trabajar, se eleva la temperatura y se deja un tiempo de permanencia, después el material es enfriado bruscamente en una solución líquida que puede ser aceite, agua, salmuera o compuestos poliméricos. El rápido enfriamiento del acero en la solución provoca que los átomos en la microestructura se reorganicen a la estructura atómica llamada martensita, en la figura 9 observamos una representación de la estructura atómica de fase austenítico y martensítico.

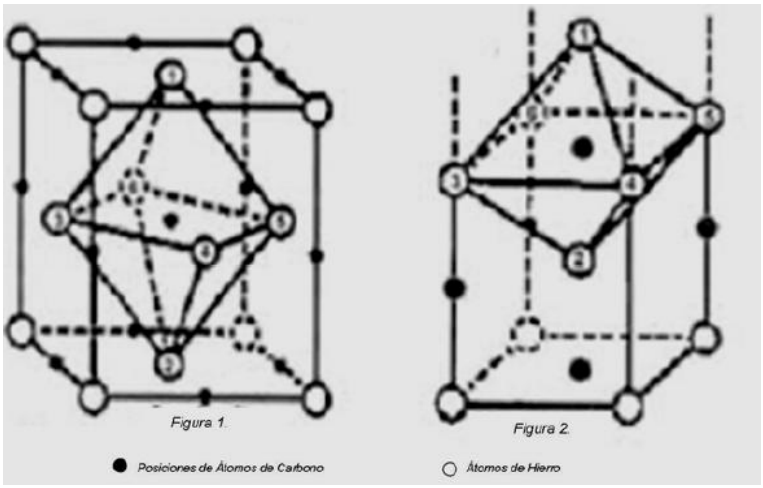


Figura 9. Representación de la estructura atómica de fase austenítico y martensítico.

Para acentuar las propiedades del material las investigaciones recientes han concluido que el momento adecuado para su aplicación es al finalizar el tratamiento de temple y antes de aplicar el revenido, cuando se encuentra el máximo de austenita retenida en la pieza, también pueden usarse dos o tres ciclos de temple u otros procesos según las condiciones o criterios de diseños para la pieza.

Durante la aplicación del tratamiento criogénico se llevan a cabo cambios en la estructura interna del elemento que son los que otorgan a la pieza esas características, existen varias teorías acerca de las transformaciones que ocurren, pero fundamentalmente ocurren dos que son básicas en el proceso la transformación completa o la mayor cantidad posible de

austenita retenida a martensita y la otra transformación generada en el material a causa de la precipitación de ETA-carburos que causan el fortalecimiento de la pieza a niveles microscópicos.

En la aplicación del tratamiento criogénico logramos un gran cambio interno en las piezas ya que ocurre una liberación de tensiones residuales debido a los cambios de fase que sufre el metal en su proceso de transformación, logrando una gran reducción en la tendencia a fallas por fatiga, ya que se eliminan las líneas internas formadas por estas tensiones residuales que promueven y hacen más propensa esta falla reduciendo la vida útil del material, esta es otra de las razones de las mejoras de la aplicación del tratamiento criogénico.

Los tratamientos criogénicos consisten esencialmente en someter a los materiales a temperaturas muy bajas (–196 °C) durante periodos prolongados de tiempo, existen diversas variantes, pero la duración total del proceso, en el caso de un tratamiento criogénico convencional, generalmente supera los dos días. [8]

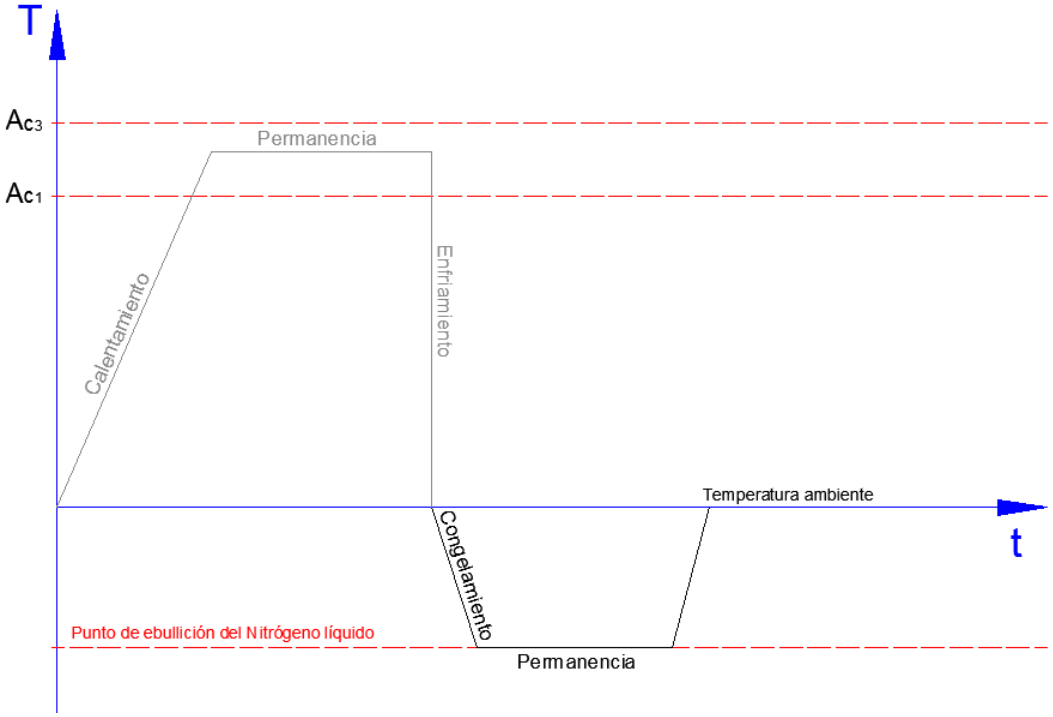


Figura 10. Representación esquemática del tratamiento térmico de criogenia después de realizado temple a temperaturas intercríticas

El proceso criogénico no es un sustituto de otros tratamientos térmicos para el acero, sino una extensión del ciclo térmico ya que en su aplicación involucra a los tratamientos térmicos convencionales, pero a diferencia de estos otros este modifica todo el material y no solo su superficie. Se basa en predeterminar un ciclo térmico que involucre un enfriamiento de las piezas en una cámara criogénica, manteniendo el material a esa temperatura durante 20-40 horas, y finalmente recalentar hasta temperatura ambiente. Las velocidades de enfriamiento y calentamiento deben ser tales que no induzcan, tensiones residuales ni un choque térmico a las piezas tratadas.

Muchos beneficios han sido adjudicados al tratamiento criogénico, principalmente en los aceros de herramienta y en los elementos de rodamiento ó transmisión de fuerza, algunos son el incremento de:

• Resistencia al desgaste
• Aumento en la vida útil
• Aumento en la tenacidad
• Aumento significativo en la dureza
• Bajo costo de producción.

3.3.2.1 Tratamiento criogénico multietapas

El proceso multietapas es el ultimo avance en la aplicación de estos, no producen ningún tipo de residuo y se considera como una evolución de los tratamientos criogénicos convencionales. La diferencia fundamental está en las variaciones controladas de temperatura que se producen durante el proceso y que aportan dos ventajas fundamentales:

• El tiempo total del tratamiento es más corto, habitualmente entre 15 y 20 horas, comparado con las 24 y hasta 72 horas de un tratamiento convencional.

• Es más eficiente y proporciona mejores resultados.

El proceso no altera ni la apariencia ni las dimensiones de los componentes, se realiza en atmósfera inerte y no hay cambios de color ni oxidación, de hecho, una de las características del tratamiento es que es totalmente indetectable, los cambios que se producen son muy sutiles y afectan al material a escala microestructural.

Es importante remarcar que se trata de un tratamiento térmico y, por lo tanto, afecta de modo permanente a todo el volumen del material tratado, esto implica que un componente o herramienta puede ser repasado, afilado, modificado, etc. sin pérdida de prestaciones a diferencia de lo que ocurriría con un tratamiento superficial o un recubrimiento.

Una vez aplicado el proceso a un material ya no será necesario volverlo a tratar, por otra parte el proceso es compatible con los recubrimientos habituales en la industria y funciona muy bien en conjunción con ellos. En los aceros tratados mediante tratamientos criogénicos convencionales se sabe que las bajas temperaturas favorecen la transformación de la austenita retenida que queda después del temple en martensita, además las temperaturas criogénicas favorecen la precipitación de carburos finos. Sin embargo, esto no explica los fenómenos observados en los materiales que tienen otro tipo de estructuras.

El tratamiento multietapas nos ha ayudado a encontrar una teoría que hoy en día parece más acertada y apunta, a que los cambios en la estructura microcristalina debido a que a 0°K, los cristales están en su estado ideal, son los que promueven las increíbles mejoras en los aceros, por lo que al acercarse a esas temperaturas los cristales se reordenan, el grano se afina, se eliminan pequeños defectos y dislocaciones y en definitiva, se obtiene un material con una microestructura mucho mejor.

3.3.2.2 Medios de aplicación de los tratamientos criogénicos

La aplicación de los tratamientos criogénicos han evolucionado por la demanda de la aplicación de los mismos, y los siguiente tres tipos de sistemas han sido desarrollados para la aplicación de estos tratamientos:

• **Sistema intercambiador de calor:** en este sistema se hace pasar nitrógeno líquido a través de un intercambiador de calor y el gas de salida se recupera para utilizarlo como atmósfera en el horno. La atmósfera de esta cámara es aspirada hacia los serpentines por medio de un ventilador y se hace circular posteriormente a través de las piezas. Ni el nitrógeno líquido ni el nitrógeno gas seco entran en contacto con las piezas. En algunas versiones del sistema, el
enfriamiento es impulsado por aspersión nitrógeno líquido directamente en la cámara.

• **Sistema por pulverización directa:** el sistema de pulverización directa pulveriza el nitrógeno líquido directamente dentro de la cámara, mientras un ventilador hace circular el gas por la misma, en este caso el gas utilizado no se recupera y no se puede dar uso como un horno de atmósfera y tampoco las piezas entran en contacto con el nitrógeno líquido reduciendo así la probabilidad de choque térmico. Este utiliza controladores de temperatura para controlar el flujo de nitrógeno líquido (a través de una válvula solenoide), y para supervisar la temperatura de trabajo se usan gráficos de temperatura del ciclo que proporciona un registro visible de la transformación.

• **Sistema por inmersión gradual:** en este sistema si hay inmersión de la pieza a temperatura ambiente en un líquido criogénico, pasado el tiempo de mantenimiento a la temperatura del líquido criogénico, la pieza se retira del líquido e inmediatamente se somete a un flujo de aire hasta alcanzar la temperatura ambiente, para finalizar se limpian de ella los excesos superficiales.

Bajo este tratamiento se obtienen los siguientes resultados:

1. Alrededor de los -80ºC, se asegura la terminación de la transformación de la austenita en martensita para cualquier acero, por lo que se obtiene una estructura 100% martensítica. Esta estructura es dimensionalmente estable, ya que la martensita no se transforma en otra estructura a temperatura ambiente, además de ser más resistente al desgaste. Esta transformación es independiente del tiempo, solo es necesario que el material llegue a la temperatura Mf para que la transformación se lleve a cabo.

2. Bajo la exposición de la martensita a temperaturas criogénicas por tiempo prolongado, se forman millones de carburos finos, cuya composición química depende de los elementos de aleación que contenga el material. Estos carburos hacen de la matriz una estructura más densa y homogénea, la cual es más resistente al desgaste.

3. Para cualquier otro material (no ferroso o ferroso sin tratamiento térmico), la estructura cristalina se perfecciona, eliminando vacancias, traslape dislocaciones, etc., transformación que resulta en una liberación de esfuerzos residuales muy considerable, haciendo más tenaz al material tratado. [9]

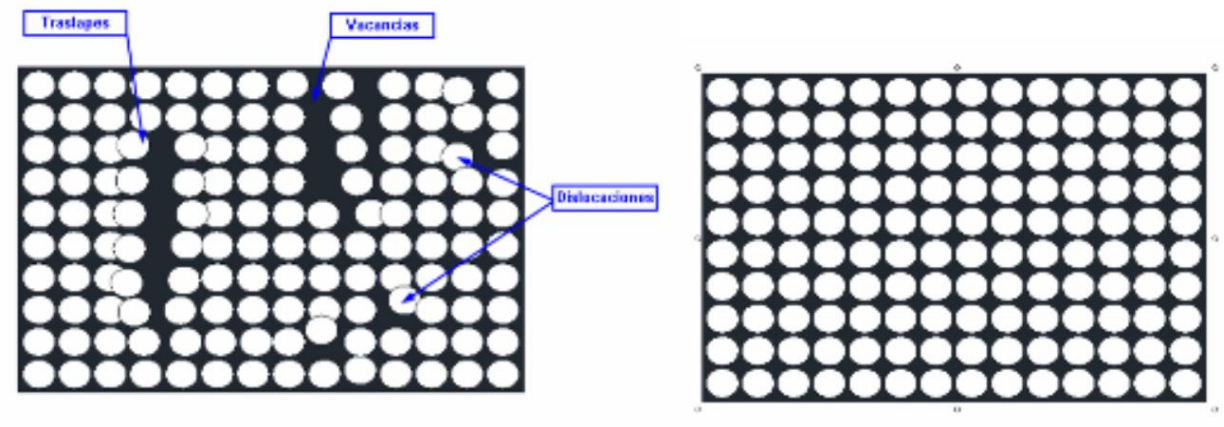


Figura 11. Arreglo molecular de una estructura templada antes (Izquierda) y después (derecha) del tratamiento criogénico.

3.3.3 Revenido

Tras el temple completo de un acero, este se encuentra en un estado de máxima dureza, límite elástico y resistencia, pero con unos niveles de plasticidad y tenacidad peligrosamente bajos. A esta situación hay que sumar la presencia de importantes niveles de tensiones internas, desarrollados en la pieza durante el enfriamiento brusco. En consecuencia, no resulta recomendable el empleo de piezas de responsabilidad en estado de temple debido al riesgo de rotura frágil imprevista, por lo que debe tomarse algún tipo de medida para solucionar de alguna manera la fragilidad del acero en ese estado que proviene, sobre todo, de la dificultad de las dislocaciones para moverse por la red de la martensita fuertemente distorsionada por los átomos de carbono retenidos en ella. Para mitigar el problema hay que salir de la red de la martensita. Ello implica calentar el acero

para facilitar la difusión del carbono por la red tetragonal y que se concentre en algunos puntos de ella para formar carbonos, disminuyendo progresivamente la dureza del material y aumentando su plasticidad y tenacidad.

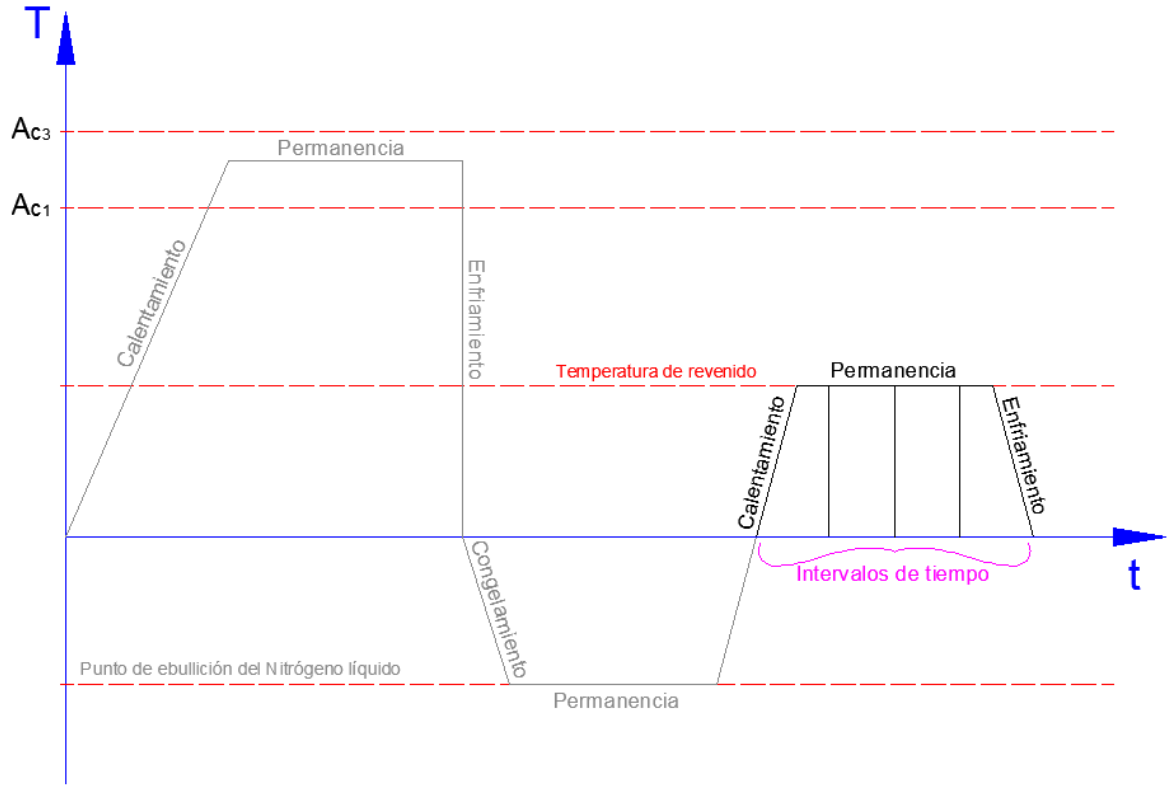


Figura 12. Representación esquemática del tratamiento térmico de revenido después de realizado temple a temperaturas intercríticas y criogenia.

Se denomina revenido al tratamiento térmico aplicado al acero tras un tratamiento de temple con el fin de favorecer la descomposición de la estructura martensítica y su evolución hacia situaciones más estables desde el punto de vista termodinámico, y producir, asimismo, durante el calentamiento, la disminución de las tensiones internas presentes en la pieza. El tratamiento de revenido se aplica calentando el acero a una determinada temperatura durante un cierto tiempo, seguido de un enfriamiento. Las transformaciones que sufre la martensita durante el revenido son de tipo térmico, con difusión, debido a la acción combinada de la temperatura y el tiempo por lo que, en principio, se pueden conseguir efectos similares aumentando unas de las variables y disminuyendo la otra de forma adecuada. En la práctica industrial no resulta rentable dar tratamientos en tiempos largos, por lo que la duración habitual de los revenidos suele ser de 1 a 2 horas. Por ello, se juega con la temperatura a la hora de conseguir una mayor o menor descomposición de la

estructura martensítica. El enfriamiento posterior no resulta crítico, por lo que lo más cómodo y habitual será aplicar un enfriamiento al aire, salvo algunos casos específicos.

3.3.3.1 Etapas del revenido

- **1º etapa (100-250 ºC) Precipitación de carbonos de transición:** Al aumentar la temperatura existirá una cierta movilidad del carbono, que se irá concentrando en algunos puntos del interior de las agujas de martensita, donde precipita en forma de carburos de transición. En consecuencia, va disminuyendo la cantidad de átomos de carbono disueltos en la martensita, y la distorsión es menor. Durante esa etapa, solo hay una pequeña disminución de la dureza del acero, porque se compensan en cierto modo el efecto ablandador de la menor distorsión de la red de la martensita con el endurecimiento que provoca la precipitación de una gran cantidad de pequeños carburos en el seno de las agujas. En cuanto a la microestructura tras esa etapa del revenido, prácticamente no hay diferencia con respecto al temple.

- **2º etapa (200-300 ºC) Descomposición de la austenita retenida:** En la mayoría de los aceros, la temperatura M_1 queda por debajo de la temperatura ambiente, lo que implica que, tras el temple, permanecerá aún un cierto de porcentaje de austenita sin transformar, dispersa entre las placas de martensita. Durante el calentamiento del revenido, esta austenita (inestable desde el punto de vista termodinámico), evolucionará hacia la estructura estable descomponiéndose en ferrita y cementita. Dado que en la mayoría de los casos la cantidad de austenita retenida es muy pequeña, esta etapa afecta poco a la dureza y resistencia del acero

- **3º etapa (250-350 ºC) Formación de precipitados de cementita:** Los carburos de transición formados al comienzo de la descomposición de la martensita son sustituidos por otros carburos, más estables y de mayor tamaño, correspondientes a la cementita. La martensita expulsa de su red la práctica totalidad del carbono retenido (que formará precipitados de cementita). De ese modo, la martensita deja de tener una red tetragonal para hacerse cúbica centrada en el cuerpo, es decir, se transforma en ferrita. Tanto la expulsión

del carbono como el cambio de red facilitan el movimiento de las dislocaciones, por lo que en esta etapa si se produce una significativa pérdida de dureza y resistencia del acero.

Por encima de 350 ºC no aparece en principio ninguna otra etapa, pero se producirá la coalescencia de los precipitados de cementita, aumentando bastante de tamaño y disminuyendo en número, lo que origina un fuerte ablandamiento ya que son precipitados incoherentes y aumenta la distancia entre ellos. Además, a altas temperaturas se produce en la ferrita un proceso de restauración (reordenación y aniquilación parcial de dislocaciones) e incluso una recristalización para temperaturas y tiempos elevados. Todo ello contribuye a una importante bajada de la dureza y resistencia, cuanto mayor es la temperatura de revenido. La microestructura, a temperaturas por encima de los 600 ºC, estará constituida por una matriz de ferrita con glóbulos de cementita dispersos en la misma. Si en el acero hay elementos formadores de carburos, también formarían carburos de estos elementos. Al ir aumentando la temperatura de revenido, esto es, a medida que la estructura martensítica original va evolucionando hacia el equilibrio, el acero va a ir perdiendo dureza, límite elástico y resistencia a tracción, pero a cambio mejora extraordinariamente en plasticidad y tenacidad, al tiempo que se eliminan las tensiones internas desarrolladas durante el temple. También hay que indicar que no existen mejores o peores temperaturas de revenido para aplicar a un acero. La selección de la temperatura dependerá del nivel de propiedades que se necesite en la pieza, de acuerdo con las condiciones en las que tiene que trabajar en servicio. [6]

3.4 Desgaste abrasivo

La ASTM considera que el desgaste abrasivo es debido a partículas o protuberancias duras que son forzadas y movidas a lo largo de una superficie de un sólido más blando, teniendo como resultado una pérdida de material o rayado de la misma. Sin embargo, esta apreciación resulta un tanto general; por ello, se emplea una de carácter más específica, en donde la abrasión es generada por las partículas duras que se introducen entre dos superficies más blandas, que se deslizan e interactúan mutuamente. Las partículas abrasivas pueden ser las propias asperezas de la superficie o bien el producto del desgaste de las

mismas; que tienden a cortar y/o arrancar material de la superficie, generando virutas y/o causando deformación plástica severa (superficial y subsuperficial). En el caso que las partículas sólidas impacten las superficies, se le conoce como erosión; lo cual puede ser considerado como un mecanismo del desgaste abrasivo.

Cuando dos superficies están en contacto y movimiento relativo, se presenta el fenómeno de desgaste en ambas, donde una de ellas, es más dañada que otra, esto no solo debido a las propiedades del material y a las condiciones superficiales; sino que también depende de la velocidad de contacto, medio ambiente, tipo de carga así como la presencia y naturaleza del abrasivo.

3.4.1 Clasificación del desgaste abrasivo

El desgaste abrasivo se puede clasificar de acuerdo a su tipo de contacto entre las superficies; como abrasión de dos o tres cuerpos. Como lo muestra la figura 13.

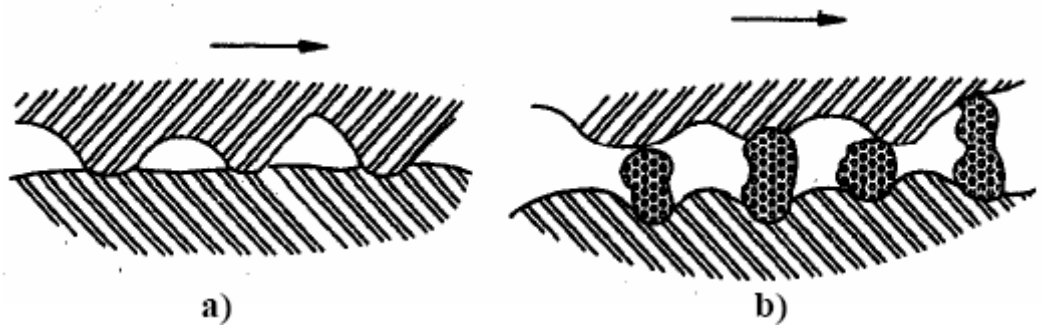


Figura 13. Clasificación del desgaste abrasivo por el tipo de contacto a) Abrasión de dos cuerpos; b) Abrasión de tres cuerpos.

El desgaste abrasivo de dos cuerpos se produce cuando las asperezas de una superficie dura, presionan sobre otra más suave; al estar en movimiento relativo se genera el daño en ésta última, ya sea por deformación o por desprendimiento de material. Para el caso, en que entre ambas superficies se encuentren presentes partículas duras, las cuales se encargan de transmitir las cargas entre las superficies; esto se conoce como un desgaste abrasivo de tres cuerpos, generando el mismo tipo de daño.

El daño en la superficie del material es generado por el rayado o el desprendimiento del material, lo cual se observa en la figura 14. De cualquiera de estas formas, se considera que la superficie no es la misma, razón que obliga a determinar el cambio de forma y la pérdida de volumen para poder tener una medición del desgaste.

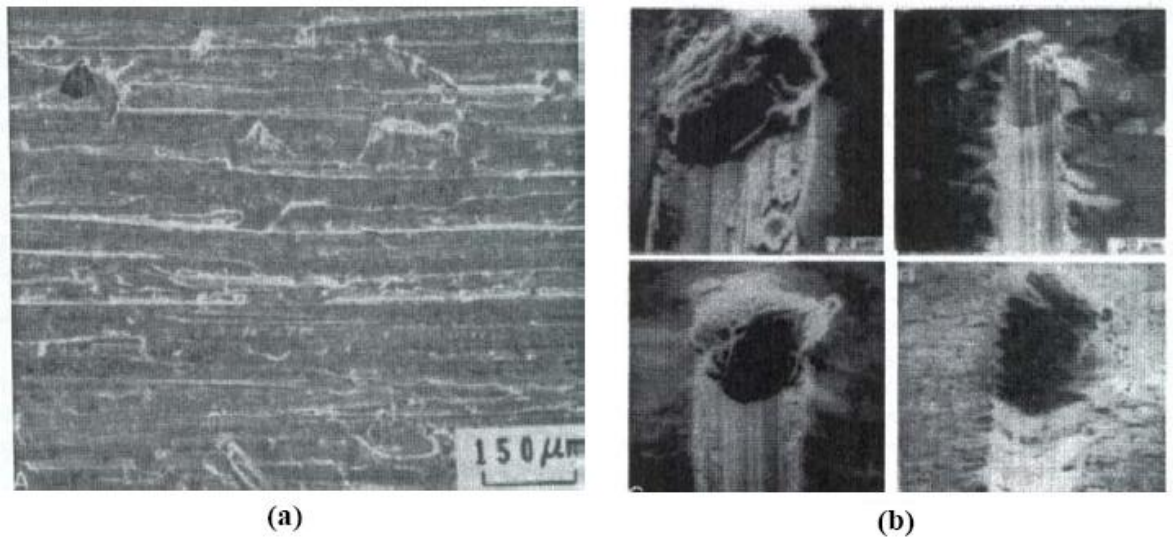


Figura 14. Ejemplos del daño por desgaste abrasivo a) Desgaste abrasivo de dos cuerpos; b) Desgaste abrasivo de tres cuerpos.

Por otra parte a la abrasión dependiendo del contacto y al medio ambiente, se le clasifica como sistema abierto o cerrado, como se muestra en la figura 15. En varias y diferentes pruebas indican que para una carga y un desplazamiento, la taza de desgaste es similar para ambos sistemas. Sin embargo, por lo general, se presenta mayor desgaste en los sistemas cerrados ya que estos trabajan con mayores cargas.

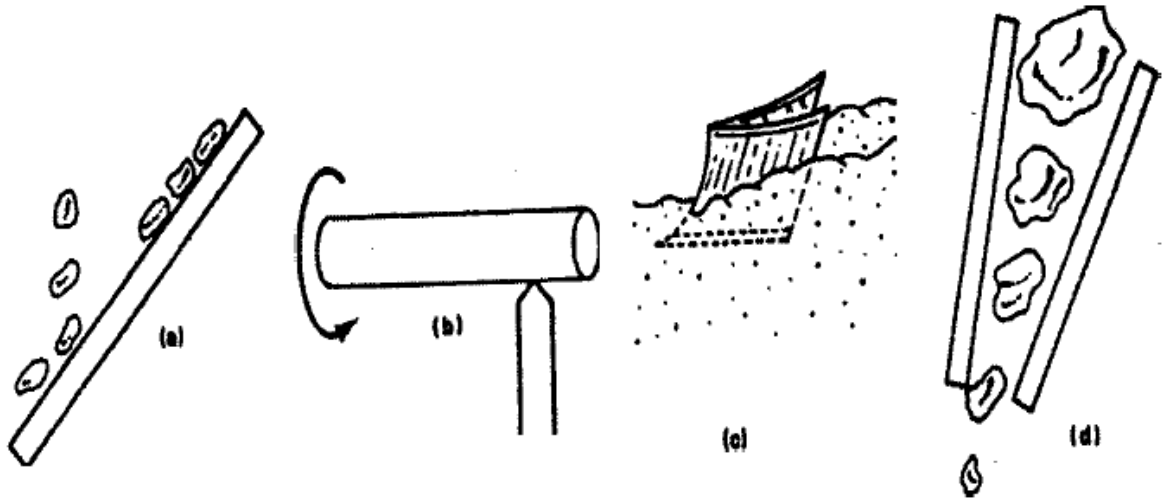


Figura 15. Clasificación del desgaste abrasivo por el contacto y medio ambiente a) Sistema abierto de dos cuerpos; b) Sistema cerrado de dos cuerpos; c) Sistema abierto de tres cuerpos; d) Sistema cerrado de tres cuerpos.

El desgaste abrasivo en la industria minera se clasifica en tres categorías de acuerdo al esfuerzo de trabajo al que son sometidas las superficies en contacto. La primera se conoce como abrasión de bajo esfuerzo, donde las partículas básicamente se deslizan sobre una superficie, sin sufrir grandes impactos, esto se presenta en rampas para el transporte de minerales; en tanto que la siguiente categoría, la abrasión de alto esfuerzo, resulta cuando el material de gran dureza es retenido entre dos superficies con el fin de triturarlo, como es el caso de las trituradoras empleadas para reducir el tamaño de rocas o minerales. Por último, la abrasión severa, se considera dentro del grupo de alto esfuerzo, en la cual se puede observar a simple vista las ranuras o surcos, así como desplazamiento del material que se produce por la intensidad del proceso.

La fractura, fatiga y fusión son los mecanismos que se presentan durante la abrasión y explican cómo es removido el material de la superficie. En la figura 16, se muestran los mecanismos que son posibles cuando una punta abrasiva atraviesa una superficie.

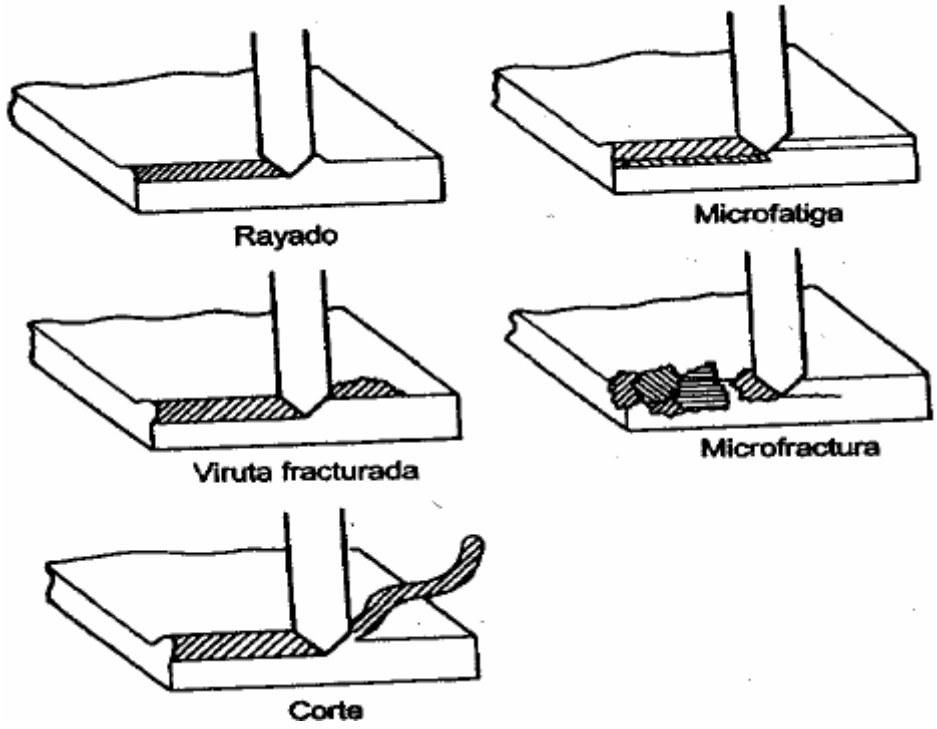


Figura 16. Mecanismo de desgaste abrasivo

El mecanismo de rayado, es el proceso que desplaza material hacia las orillas formando un surco. Esto, ocurre con cargas ligeras y sin provocar la pérdida de material o partículas de

desgaste; como lo muestra la figura 17a; el daño ocurre cerca de la superficie del material por el trabajo en frío, formando una dislocación; sí posteriormente se trabaja sobre la superficie, ocurre el desprendimiento de material pero esto será por el mecanismo de microfractura, debido al endurecimiento de la superficie.

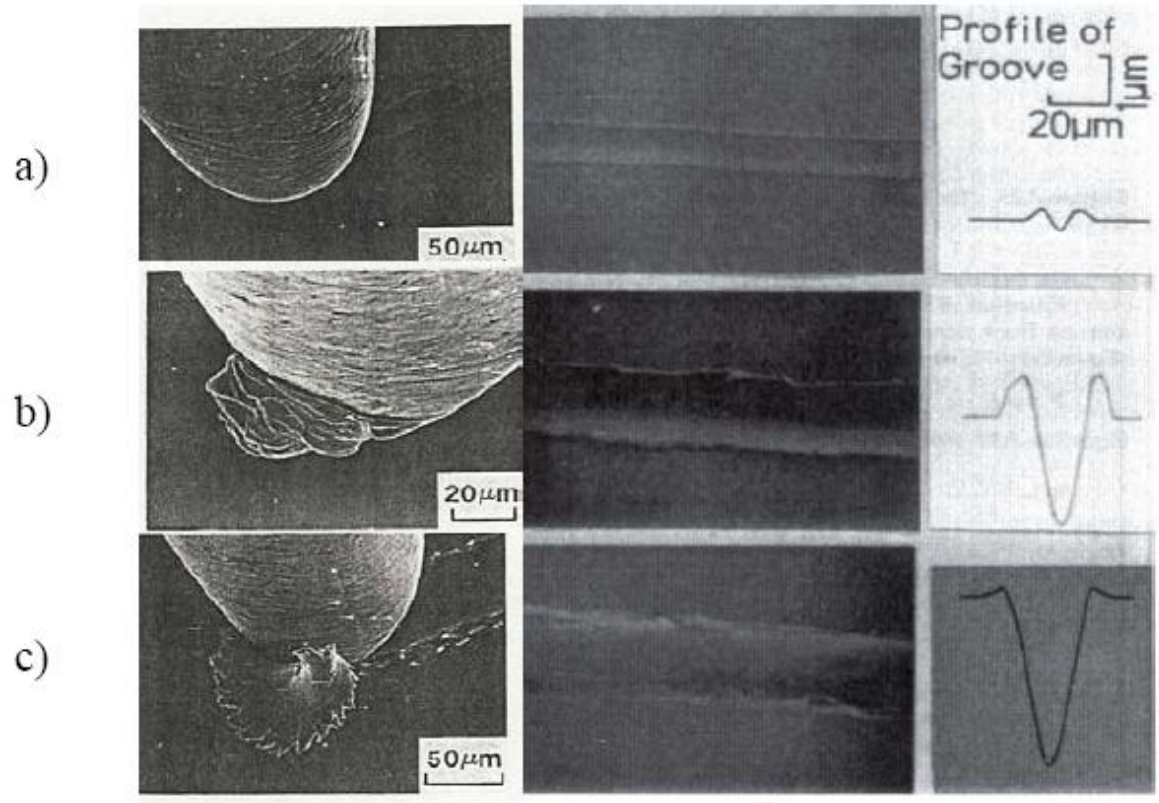


Figura 17. Mecanismo de desgaste abrasivo. a) Rayado; b) Viruta fragmentada; c) Corte.

Cuando la relación entre la resistencia al corte de la interfase de contacto y la del material es grande, entre 0.5 y 1, se obtiene una viruta fragmentada frente a la punta del abrasivo, como se observa en la figura 17b. La forma más severa de desgaste para materiales dúctiles es el corte; durante este proceso la punta del abrasivo remueve una viruta, como lo hace una herramienta de corte; tal como lo muestra la figura 17c. [10]

4. INGENIERÍA DEL PROYECTO

4.1 Selección de material

La selección del acero AISI 1020 como objeto de estudio, fue debido a que se ha venido haciendo un seguimiento a este material, explorando que mejoras podemos hallar en las propiedades mecánicas de los aceros de bajo contenido de carbono por medio de tratamientos térmicos. En este caso se evalúalo la resistencia al desgaste abrasivo, aplicando los tratamientos térmicos de temple, seguido de criogenia y finalmente revenido, teniendo como base un estudio anterior al cual solo se le realizó temple y revenido, se tomaron los mismos valores de temperaturas intercríticas y revenido, también los tiempos a los que estaban expuestos. Todo esto con el fin de comparar sí hay un cambio al agregarle criogenia.

El acero fue adquirido en la empresa ACEFER Y CIA LTDA, con su certificado de calidad. Se cortaron 51 probetas rectangulares como lo indica la norma ASTM G65 con unas dimensiones de 3 X 1 X 1/4 (pulgadas) ó 76,2 X 25,4 X 6,35 (milímetros) respectivamente.

4.2 Composición química

Al material se le realizó espectrometría de masas en la Universidad Nacional, con el fin de corroborar sí realmente se trataba de acero 1020 y poder calcular las temperaturas intercríticas para el tratamiento de temple. A la probeta se le hicieron 3 quemas como se muestra en la figura 18, el espectrómetro arrojó los siguientes resultados.



Figura 18. Fotografía de probeta con análisis químico

Elemento	Quema 1	Quema 2	Quema 3	Promedio
Fe	98,412	98,402	98,406	98,406
C	0,185	0,181	0,172	0,180
Mn	0,793	0,798	0,803	0,798
P	0,001	0,001	0,001	0,000
S	0,007	0,008	0,008	0,008
Si	0,161	0,160	0,160	0,160
Cu	0,200	0,206	0,204	0,203
Ni	0,090	0,093	0,093	0,092
Cr	0,095	0,096	0,097	0,096
V	0,003	0,003	0,003	0,003
Mo	0,023	0,023	0,023	0,023
W	0,005	0,005	0,005	0,005
Co	0,011	0,011	0,011	0,011
Ti	0,001	0,001	0,001	0,001
Sn	0,008	0,008	0,008	0,008
Al	0,002	0,001	0,001	0,000
Nb	0,002	0,002	0,002	0,001
B	0,0001	0,0001	0,0001	0,000
Pb	0,010	0,010	0,01	0,010
Mg	0,000	0,000	0,0000	0,000

Tabla 1. Datos de composición obtenidos por medio de espectrometría de masas, entregados por método experimental.

4.3 Temperaturas Intercríticas

Teniendo los porcentajes de masa de cada elemento y las ecuaciones de temperatura de inicio de la Austenita y temperatura de austenización total (Kasatkin) se procede hallar las temperaturas intercríticas:

- Temperatura de inicio de la Austenita (Ac_1) en grados Celsius (ºC)

$$Ac_1°C = 723 - 7.08 \cdot Mn + 37.7 \cdot Si + 18.1 \cdot Cr + 44.2 \cdot Mo + 8.95 \cdot Ni + 50.1 \cdot V + 21.7 \cdot Al + 3.18 \cdot W + 297 \cdot S - 830 \cdot N - 11.5 \cdot C \cdot Si - 14.0 \cdot Mn \cdot Si - 3.10 \cdot Si \cdot Cr - 57.9 \cdot C \cdot Mo - 15.5 \cdot Mn \cdot Mo - 5.28 \cdot C \cdot Ni - 6.0 \cdot Mn \cdot Ni + 6.77 \cdot Si \cdot Ni - 0.80 \cdot Cr \cdot Ni - 27.4 \cdot C \cdot V + 30.8 \cdot Mo \cdot V - 0.84 \cdot Cr^2 - 3.46 \cdot Mo^2 - 0.46 \cdot Ni^2 - 28 \cdot V^2.$$

- Temperatura de Austenización Total (Ac_3) en grados Celsius (ºC):

Ac_3 °C = 912 − 370·C + 27.4·Mn + 27.3· Si − 6.35·Cr − 32.7·Ni + 95.2·V + 190·Ti + 72·Al − 64.5·Nb + 5.57·W + 332·S + 276·P + 485·N − 900·B + 16.2·Mn + 32.3·C·Si + 15.4·C·Cr + 48·C·Ni + 4.32·Si·Cr + 17.3·Si·Mo − 18.6·Si·Ni + 4.8·Mn·Ni + 40.5·Mo ·V + 174·C^2 + 2.46·Mn^2 - 6.86·Si^2 + 0.322·Cr^2 + 9.9·Mo^2 + 1.24·Ni^2 − 60.2·V^2. [11]

Para el acero 1020, la temperatura de inicio de la Austenita (Ac_1) y austenización total (Ac_3) en °C

Ac_1 = 726,3 ºC
Ac_3 = 839,4 ºC

4.4 Tratamientos Térmicos

Los tratamientos térmicos en caliente, se realizaron en la mufla eléctrica LEF-205P (Ver anexo) de la Universidad Distrital Francisco José de Caldas. Para los estudios se hizo la división de la siguiente manera:

17 grupos de 3 probetas cada uno, el primer grupo sin ninguna clase de tratamiento como punto de partida para la comparación de los demás grupos. 4 grupos templados en agua a 780ºC durante 1 hora, 4 grupos templados en agua a 740ºC durante 1 hora, 4 grupos templados en aceite hidráulico a 780ºC durante 1 hora y 4 grupos templados en aceite hidráulico a 740ºC durante 1 hora. Se eligieron estas dos temperaturas intercríticas debido al seguimiento que se ha venido haciendo de un estudio anterior, por lo tanto se usaron las mismas temperaturas.

Todos los grupos sometidos al temple se sumergieron en nitrógeno líquido dentro de un termo a -196ºC, temperatura de ebullición del nitrógeno líquido, este tratamiento en frío, más conocido como criogenia se realizó durante 24 horas.

Finalmente a cada grupo de probetas se revinieron a 360ºC durante los tiempos 15, 30, 45 y 60 minutos respectivamente.

En la figura 19. se aprecia claramente los tres tratamientos térmicos realizados en este estudio, en una gráfica Temperatura vs tiempo de exposición

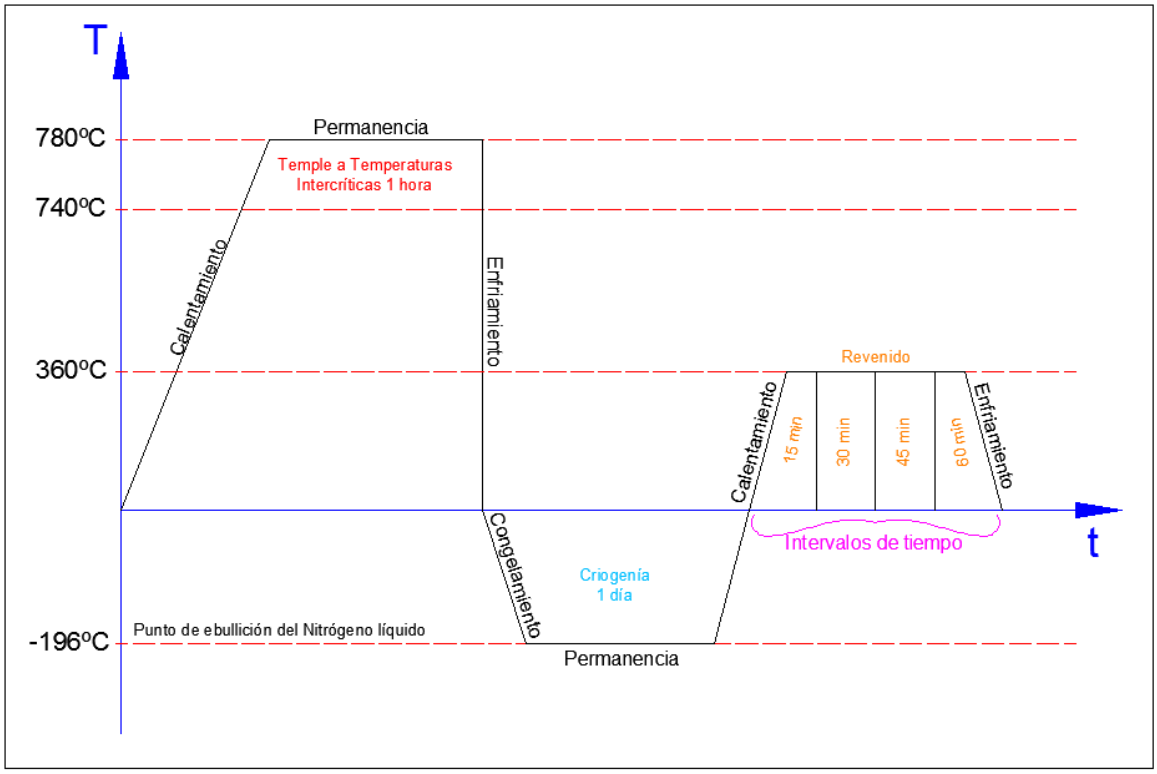


Figura 19. Esquema de los tratamientos térmicos realizados al acero AISI 1020

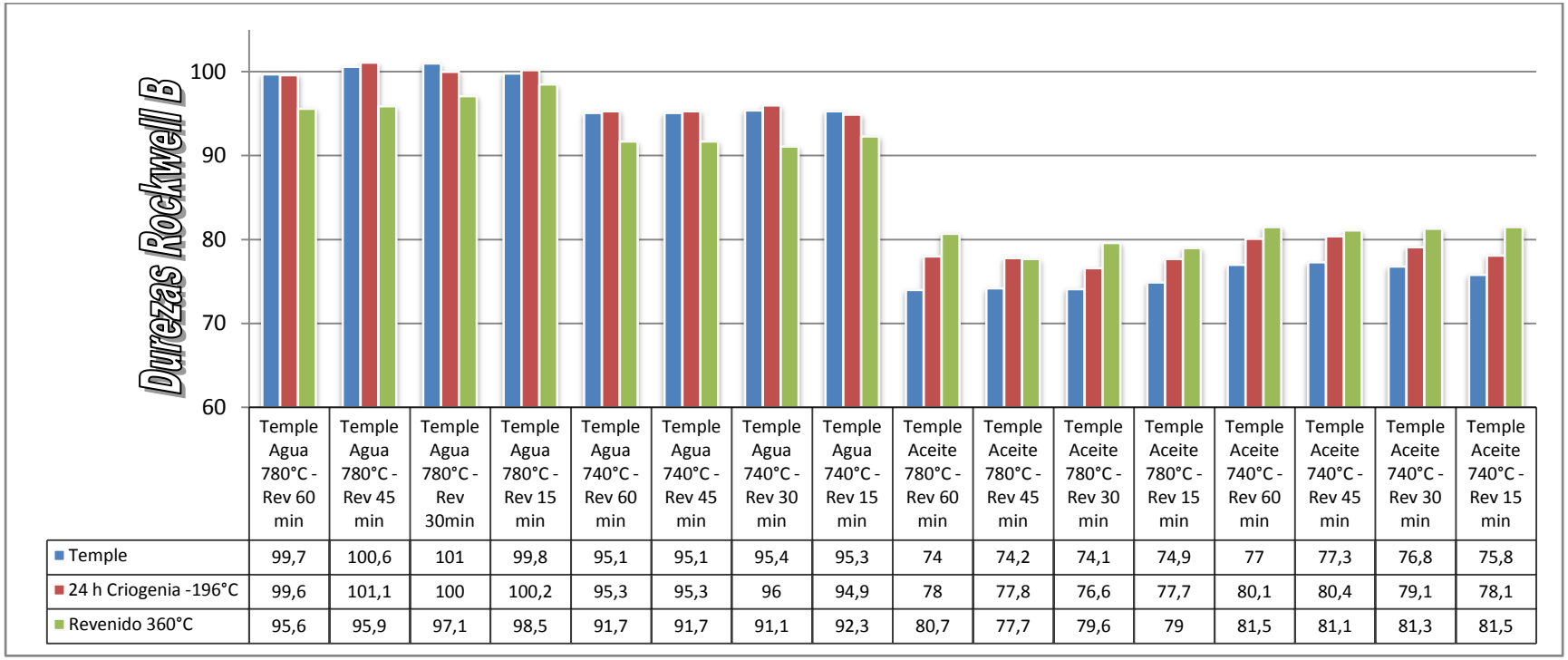
4.5 Dureza

Se tomaron los valores de dureza de todas las probetas durante los procedimientos de temple, criogenia y revenido. Se uso el durómetro del laboratorio de metalografía de la universidad Distrital facultad Tecnológica. Se calibró con una fuerza de 100 kgf y 10 segundos de sostenimiento, se hicieron 3 indentaciones aleatorias sobre la superficie de las probetas y se sacó un promedio de los valores registrados. En la tabla 2 se muestra los datos obtenidos después de cada tratamiento.

El grupo 1, en estado de entrega tuvo una dureza de 95,5 RB

ROCKWELL B							
Grupo 2	**780ºC TEMPLE AGUA**	99,7	**CRIOGENIA -196ºC**	99,6	**REVENIDO 360ºC**	**60 min**	95,6
Grupo 3		100,6		101,1		**45 min**	95,9
Grupo 4		101,0		100,0		**30 min**	97,1
Grupo 5		99,8		100,2		**15 min**	98,5
Grupo 6	**740ºC TEMPLE AGUA**	95,1	**CRIOGENIA -196ºC**	95,3	**REVENIDO 360ºC**	**60 min**	91,7
Grupo 7		95,1		95,3		**45 min**	91,7
Grupo 8		95,4		96,0		**30 min**	91,1
Grupo 9		95,3		94,9		**15 min**	92,3
Grupo 10	**780ºC TEMPLE ACEITE**	74,0	**CRIOGENIA -196ºC**	78,0	**REVENIDO 360ºC**	**60 min**	80,7
Grupo 11		74,2		77,8		**45 min**	77,7
Grupo 12		74,1		76,6		**30 min**	79,6
Grupo 13		74,9		77,7		**15 min**	79,0
Grupo 14	**740ºC TEMPLE ACEITE**	77,0	**CRIOGENIA -196ºC**	80,1	**REVENIDO 360ºC**	**60 min**	81,5
Grupo 15		77,3		80,4		**45 min**	81,1
Grupo 16		76,8		79,1		**30 min**	81,3
Grupo 17		75,8		78,1		**15 min**	81,5

Tabla 2. Valores promedio de dureza de cada grupo en cada uno de los tratamientos térmicos realizados.



	Temple Agua 780°C - Rev 60 min	Temple Agua 780°C - Rev 45 min	Temple Agua 780°C - Rev 30min	Temple Agua 780°C - Rev 15 min	Temple Agua 740°C - Rev 60 min	Temple Agua 740°C - Rev 45 min	Temple Agua 740°C - Rev 30 min	Temple Agua 740°C - Rev 15 min	Temple Aceite 780°C - Rev 60 min	Temple Aceite 780°C - Rev 45 min	Temple Aceite 780°C - Rev 30 min	Temple Aceite 780°C - Rev 15 min	Temple Aceite 740°C - Rev 60 min	Temple Aceite 740°C - Rev 45 min	Temple Aceite 740°C - Rev 30 min	Temple Aceite 740°C - Rev 15 min
Temple	99,7	100,6	101	99,8	95,1	95,1	95,4	95,3	74	74,2	74,1	74,9	77	77,3	76,8	75,8
24 h Criogenia -196°C	99,6	101,1	100	100,2	95,3	95,3	96	94,9	78	77,8	76,6	77,7	80,1	80,4	79,1	78,1
Revenido 360°C	95,6	95,9	97,1	98,5	91,7	91,7	91,1	92,3	80,7	77,7	79,6	79	81,5	81,1	81,3	81,5

Figura 20. Gráfica de dureza en escala Rockwell B para cada uno de los grupos con los procedimientos realizados (Temple - Criogenia - Revenido)

En la gráfica se observa que para todas las probetas enfriadas en agua, se tiene una mayor dureza que las enfriadas en aceite, esto se debe a que el aceite no permite un enfriamiento rápido, por lo tanto no hay una transformación de fase austenita a martensita y el material se ablanda. Para todos los casos las durezas no mostraron un cambio significativo entre los tratamientos realizados.

4.6 Desgaste Abrasivo

El ensayo de desgaste abrasivo fue realizado en la máquina ubicada en la Universidad Distrital, bajo las especificaciones de la norma ASTM G65-04, diseñada y construida por estudiantes de ingeniería mecánica como proyecto de grado.

Se usó el procedimiento E según lo indica la tabla 3 para materiales con media y baja resistencia a la abrasión.

Procedimiento	Fuerza Aplicada N (lb)	Revolución de la Rueda	Abrasión Lineal	
			m	ft
A	130 (30)	6000	4309	14138
B	130 (30)	2000	1436	4711
C	130 (30)	100	71,8	236
D	45 (10,1)	6000	4309	14138
E	130 (30)	1000	718	2360

Tabla 3. Parámetros de la prueba de desgaste abrasivo

En la prueba, la probeta es sostenida por un brazo metálico que actúa como palanca presionándola con una fuerza de 130 N (procedimiento E) en contra de rueda giratoria cubierta de caucho con dureza específica, esta se encuentra en un rango de 52 a 62 Shore A según la norma. El abrasivo es vertido en una tobera y pasa sobre la superficie de la probeta a través de una boquilla con un flujo de 300 gr/min como se aprecia en la figura 19.

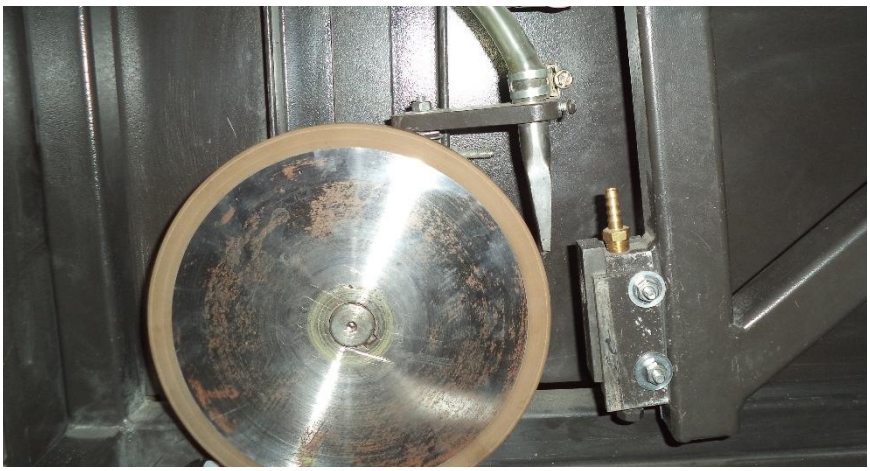


Figura 21. Máquina para prueba de desgaste abrasivo según norma ASTM G65-04

El disco gira a 166 RPM por lo tanto la pieza debe estar en contacto durante 6 minutos para cumplir los 1000 ciclos. El abrasivo usado fue arena sílica 40-60, no es la que recomienda la norma pero es de similar composición y tamaño. Se caracterizó una muestra al azar y se analizó en el microscopio JEOL, referencia JSM-6490LV, se midieron todas las partículas que se observan en la figura 20, se promediaron los valores y presentaron un tamaño de grano que oscila entre 430 y 1281 μm.

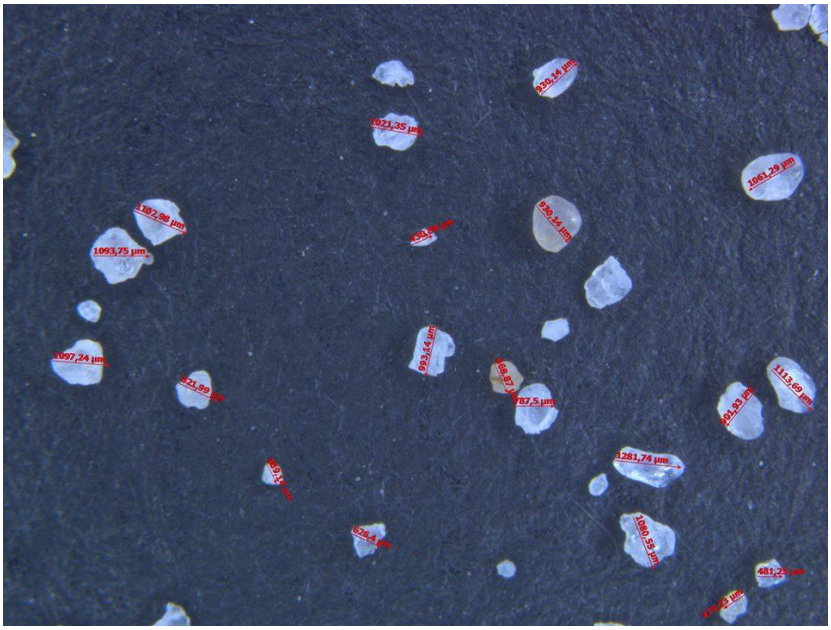


Figura 22. Caracterización de la arena sílica usada en la prueba de desgaste abrasivo

El objetivo principal es conocer el porcentaje de pérdida de masa luego de que un material sea sometido a un trabajo de desgaste; es por esto, que todas las probetas elaboradas se pesaron en una balanza digital antes y después del ensayo.

- Para calcular la pérdida de peso promedió por grupo, se restaron los valores final e inicial de cada probeta y finalmente se sacó un promedio cada tres probetas para así obtener el resultado deseado de todos los grupos expuestos a los tratamientos tiempos de tratamiento y método de enfriamiento.

- Para calcular la pérdida de volumen equivalente, se usó la siguiente ecuación:

$$Pérdida\ de\ Volumen\ mm^3 = \frac{Pérdida\ de\ masa\ (gr)}{Densidad\ (gr/Cm^3)} \cdot 1000$$

El resultado de las tomas de pérdida de masa y volumen se muestran a continuación para cada grupo de probetas en la tabla 4:

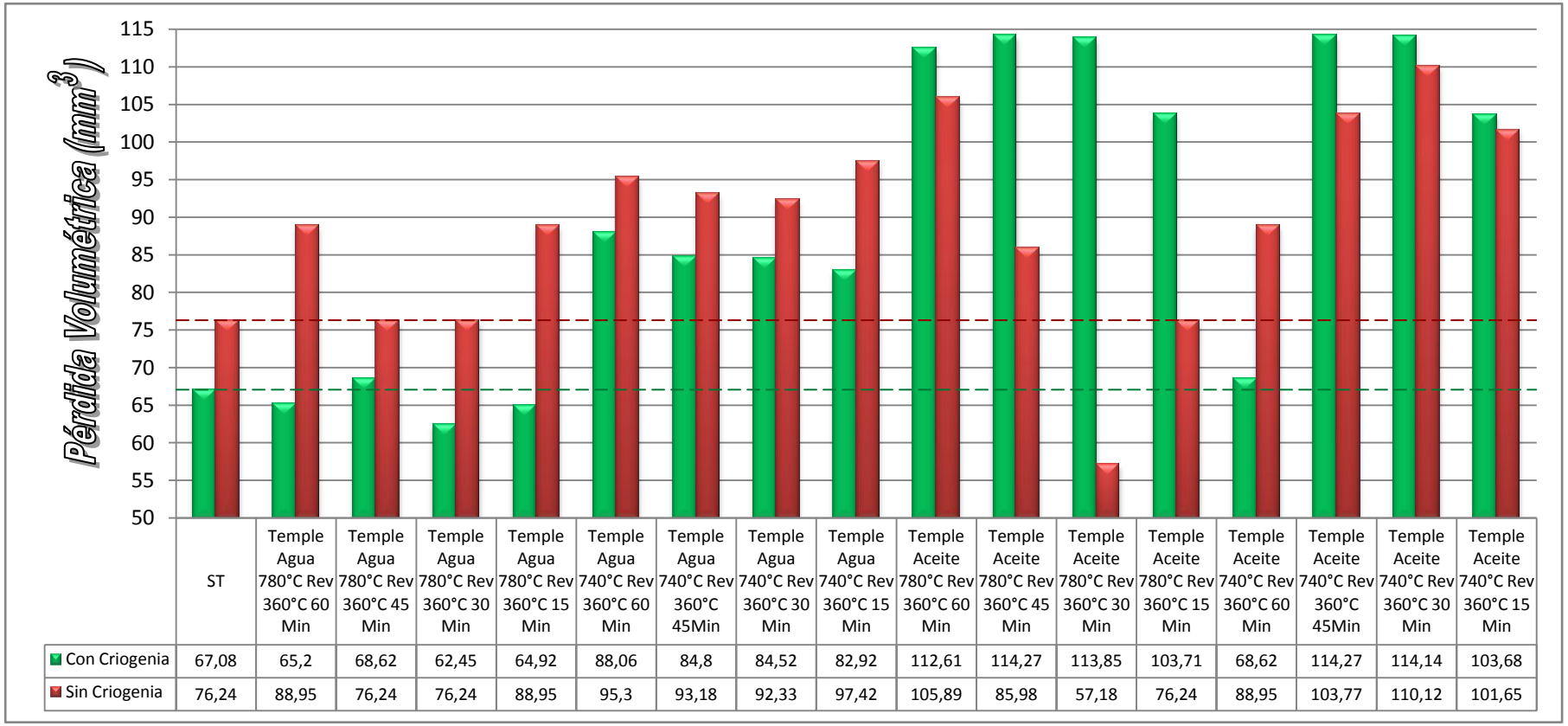
GRUPO DE PROBETAS	PERDIDA DE PESO (gr) PROMEDIO POR GRUPO	PERDIDA DE VOLUMEN EQUIVALENTE (mm^3)
Sin Tratamiento	0,53	67,08
Temple en Agua a 780°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 60 Min	0,51	65,20
Temple en Agua a 740°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 60 Min	0,69	88,06
Temple en Aceite a 780°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 60 Min	0,88	112,61
Temple en Aceite a 740°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 60 Min	0,54	68,62
Temple en Agua a 780°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 45 Min	0,54	68,62
Temple en Agua a 740°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 45 Min	0,66	84,80
Temple en Aceite a 780°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 45 Min	0,90	114,27
Temple en Aceite a 740°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 45 Min	0,90	114,27
Temple en Agua a 780°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 30 Min	0,49	62,45
Temple en Agua a 740°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 30 Min	0,66	84,52
Temple en Aceite a 780°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 30 Min	0,89	113,85
Temple en Aceite a 740°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 30 Min	0,90	114,14
Temple en Agua a 780°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 15 Min	0,51	64,92
Temple en Agua a 740°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 15 Min	0,65	82,92
Temple en Aceite a 780°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 15 Min	0,81	103,71
Temple en Aceite a 740°C - Criogenia 1 día Revenido a 360°C durante 15 Min	0,81	103,68

Tabla 4. Pérdida de peso y volumen promedio de cada grupo en cada uno de los tratamientos térmicos realizados.

En la tabla 5. se muestran los resultados obtenidos de un estudio anterior sin realizar el tratamiento térmico de criogenia con el fin de compararlos y verificar sí ocurre algún cambio.

GRUPO DE PROBETAS	PERDIDA DE PESO (gr) PROMEDIO POR GRUPO	PERDIDA DE VOLUMEN EQUIVALENTE (mm^3)
Sin Tratamiento	0,60	76,24
Temple en Agua a 780°C Revenido a 360°C durante 60 Min	0,70	88,95
Temple en Agua a 740°C - Revenido a 360°C durante 60 Min	0,75	95,30
Temple en Aceite a 780°C - Revenido a 360°C durante 60 Min	0,83	105,89
Temple en Aceite a 740°C - Revenido a 360°C durante 60 Min	0,70	88,95
Temple en Agua a 780°C - Revenido a 360°C durante 45 Min	0,60	76,24
Temple en Agua a 740°C - Revenido a 360°C durante 45 Min	0,73	93,18
Temple en Aceite a 780°C - Revenido a 360°C durante 45 Min	0,68	85,98
Temple en Aceite a 740°C - Revenido a 360°C durante 45 Min	0,82	103,77
Temple en Agua a 780°C - Revenido a 360°C durante 30 Min	0,60	76,24
Temple en Agua a 740°C - Revenido a 360°C durante 30 Min	0,73	92,33
Temple en Aceite a 780°C - Revenido a 360°C durante 30 Min	0,45	57,18
Temple en Aceite a 740°C - Revenido a 360°C durante 30 Min	0,87	110,12
Temple en Agua a 780°C - Revenido a 360°C durante 15 Min	0,70	88,95
Temple en Agua a 740°C - Revenido a 360°C durante 15 Min	0,77	97,42
Temple en Aceite a 780°C - Revenido a 360°C durante 15 Min	0,60	76,24
Temple en Aceite a 740°C - Revenido a 360°C durante 15 Min	0,80	101,65

Tabla 5. Pérdida de peso y volumen promedio de un estudio anterior sin tratamiento térmico criogenia.



	ST	Temple Agua 780°C Rev 360°C 60 Min	Temple Agua 780°C Rev 360°C 45 Min	Temple Agua 780°C Rev 360°C 30 Min	Temple Agua 780°C Rev 360°C 15 Min	Temple Agua 740°C Rev 360°C 60 Min	Temple Agua 740°C Rev 360°C 45Min	Temple Agua 740°C Rev 360°C 30 Min	Temple Agua 740°C Rev 360°C 15 Min	Temple Aceite 780°C Rev 360°C 60 Min	Temple Aceite 780°C Rev 360°C 45 Min	Temple Aceite 780°C Rev 360°C 30 Min	Temple Aceite 780°C Rev 360°C 15 Min	Temple Aceite 740°C Rev 360°C 60 Min	Temple Aceite 740°C Rev 360°C 45Min	Temple Aceite 740°C Rev 360°C 30 Min	Temple Aceite 740°C Rev 360°C 15 Min
Con Criogenia	67,08	65,2	68,62	62,45	64,92	88,06	84,8	84,52	82,92	112,61	114,27	113,85	103,71	68,62	114,27	114,14	103,68
Sin Criogenia	76,24	88,95	76,24	76,24	88,95	95,3	93,18	92,33	97,42	105,89	85,98	57,18	76,24	88,95	103,77	110,12	101,65

Figura 23. Comparación de la pérdida de volumen para los tratamientos con y sin Criogenia de dos estudios distintos.

En la figura 23. se observan las pérdidas volumétricas de los 2 estudios realizados, las barras de color verde representan el estudio actual donde se tiene un aumento mínimo en la resistencia al desgaste abrasivo en las probetas templadas a mayor temperatura en agua, para todas las demás se tiene un aumento grande en la perdida de volumen probablemente por la disminución en su dureza. Las barras de color rojo representan los valores de desgaste abrasivo del estudio anterior, el cual no se le realizó criogenia, el cual tiene un comportamiento más irregular, en donde un solo grupo de probetas enfriadas en aceite reducen su pérdida volumétrica, para todas las demás se mantienen o aumentan su desgaste.

4.7 Microscopía Óptica y SEM

Para el análisis metalográfico del material después de realizados los tratamientos térmicos y el procedimiento de desgaste abrasivo, y poder observar el comportamiento microestructural, se usaron los métodos de microscopía óptica y electrónica de barrido (SEM).

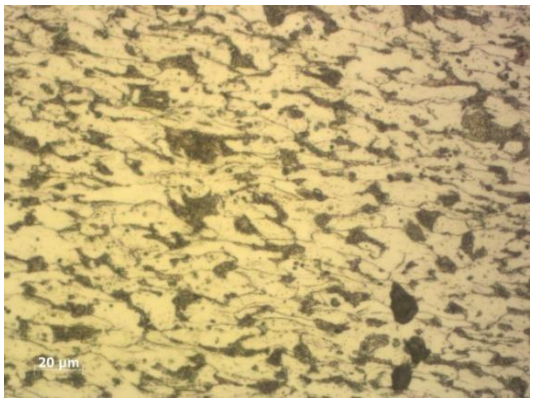
4.7.1 Microscopía Óptica

Se cortaron muestras, una por cada tratamiento realizado y el de estado de entrega (17 probetas en total), luego se llevaron a brillo espejo mediante pulido y posteriormente se atacaron con Nital al 5% para revelar la microestructura. Por medio del microscopio Olympus ref. PME se tomaron fotos micrográficas con aumentos de 100X, 500X y 1000X.

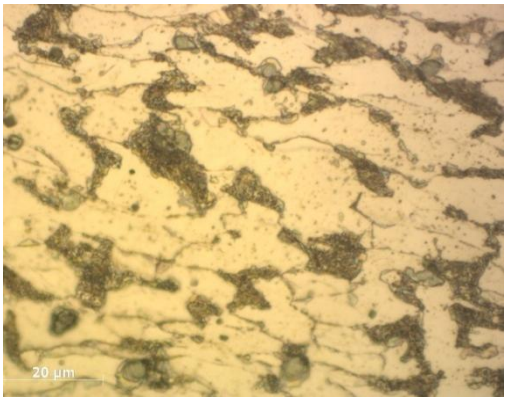
Micrografía en probeta sin tratamiento térmico



Micrografía a 100 X

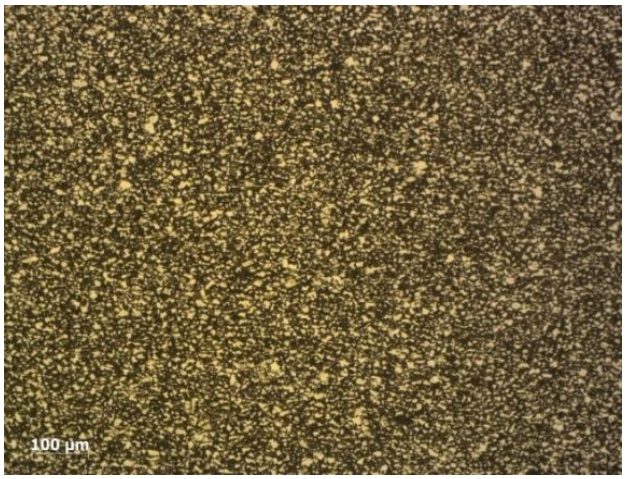
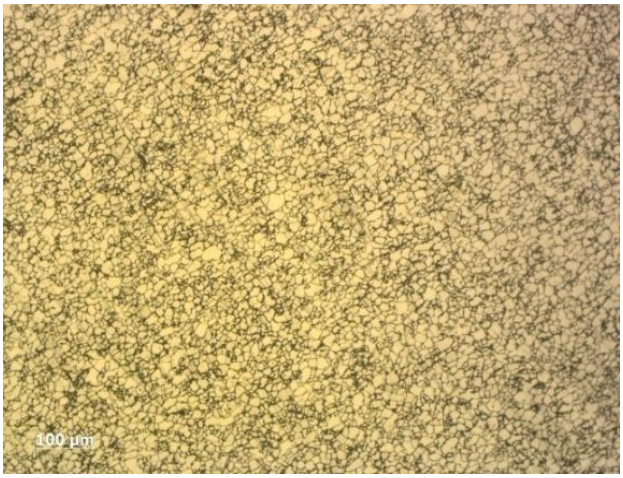
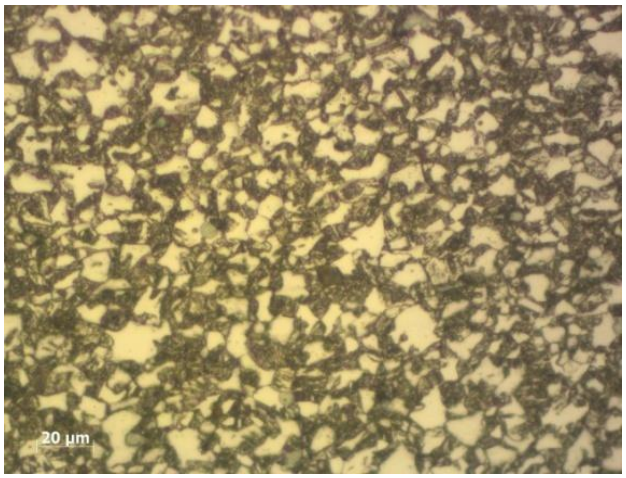
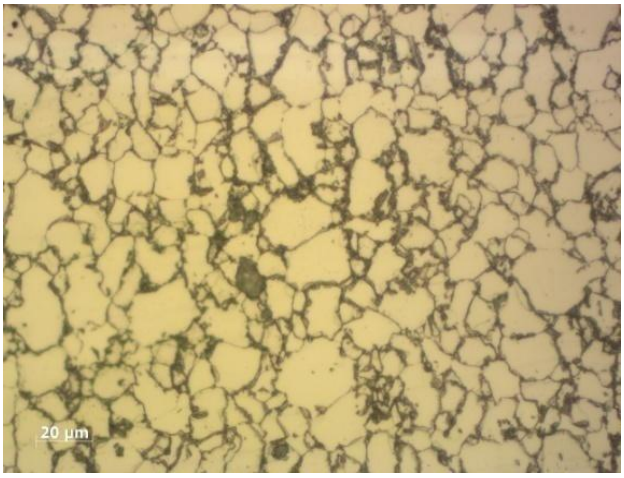
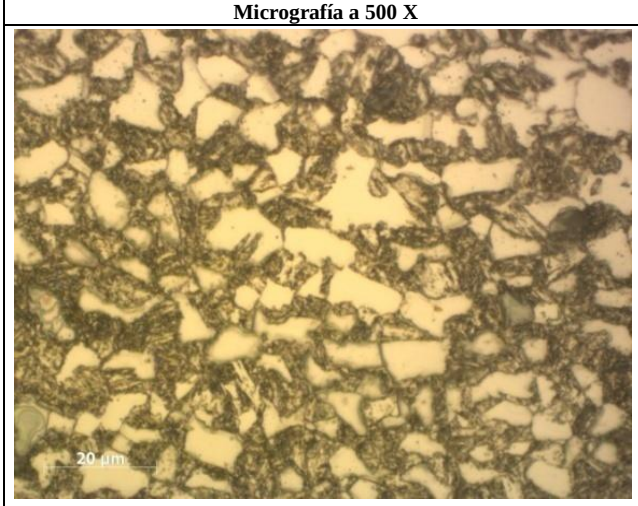
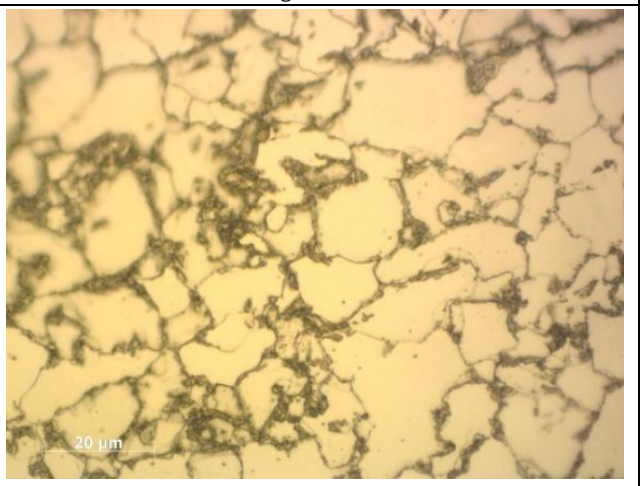


Micrografía a 500 X

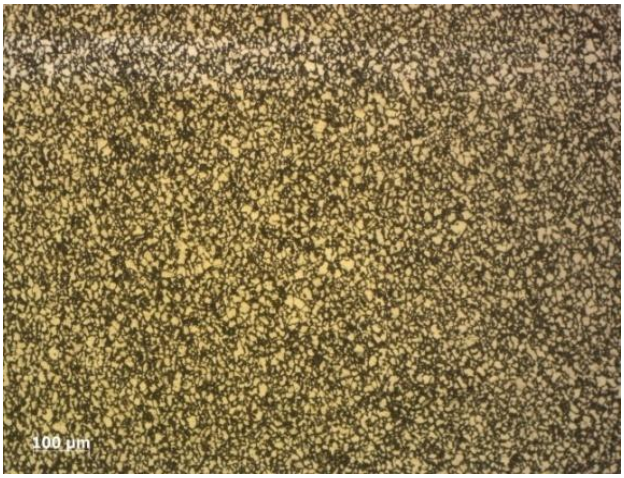
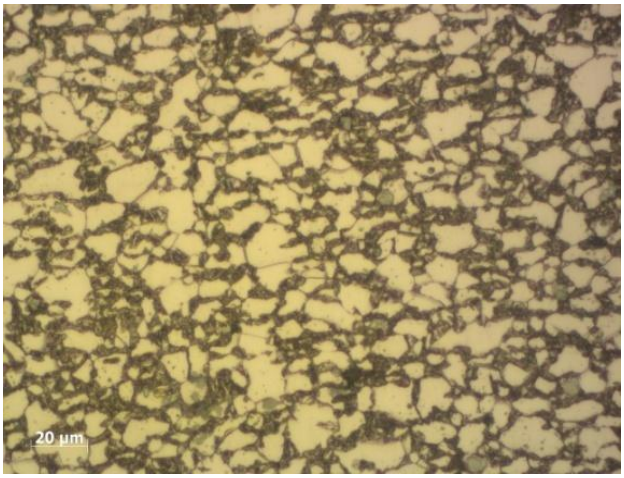
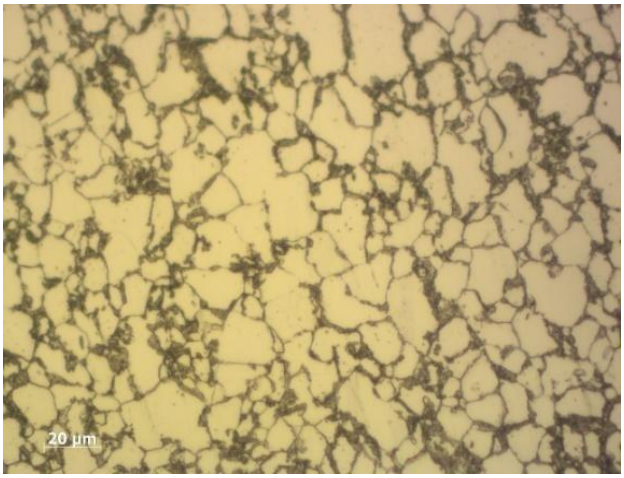
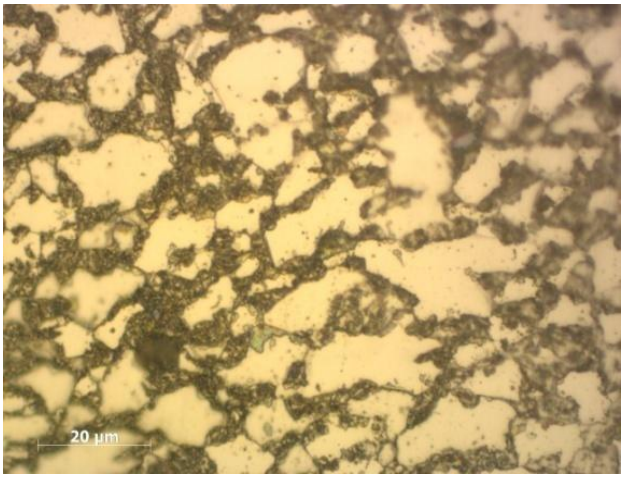
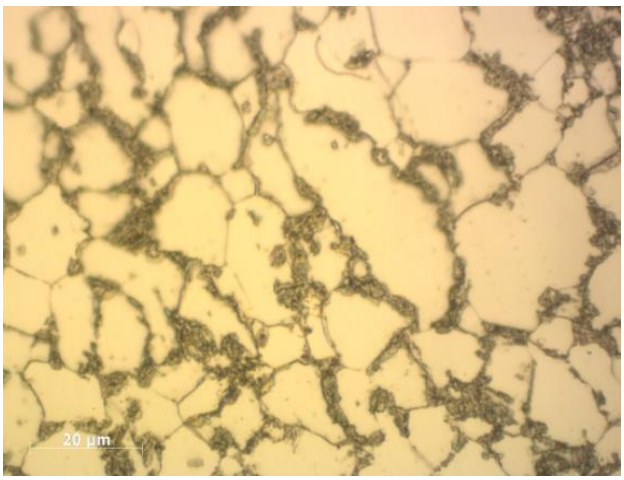


Micrografía a 1000 X

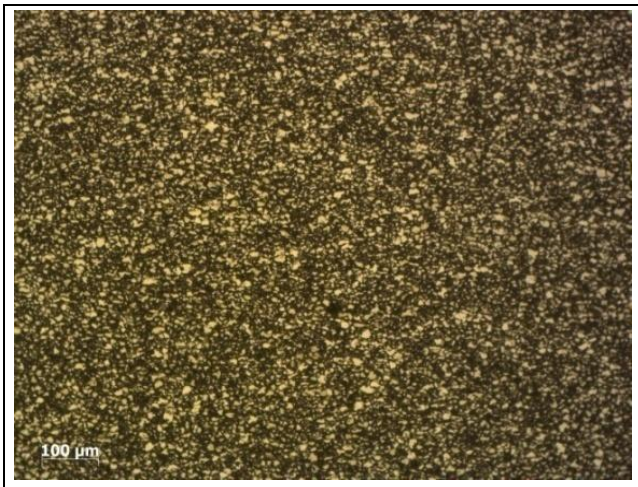
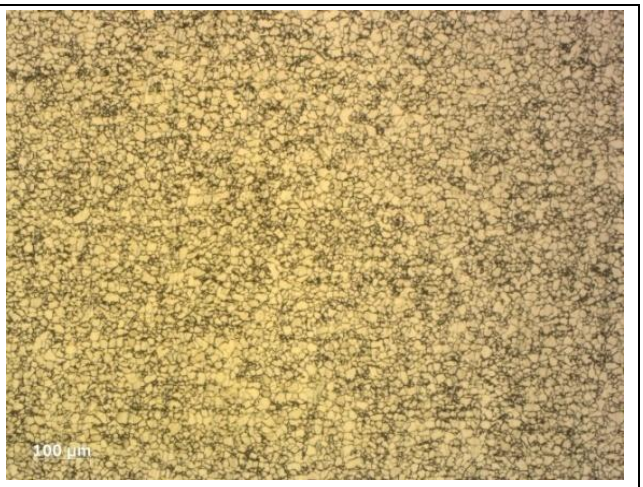
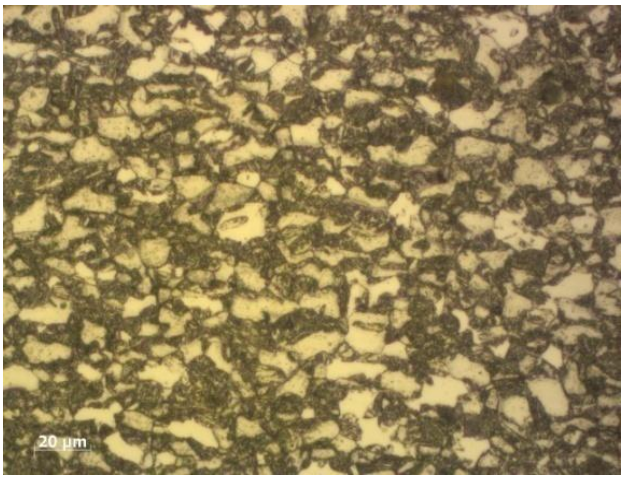
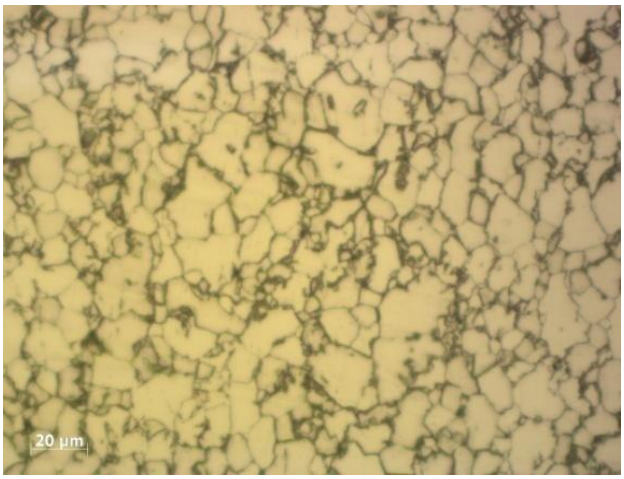
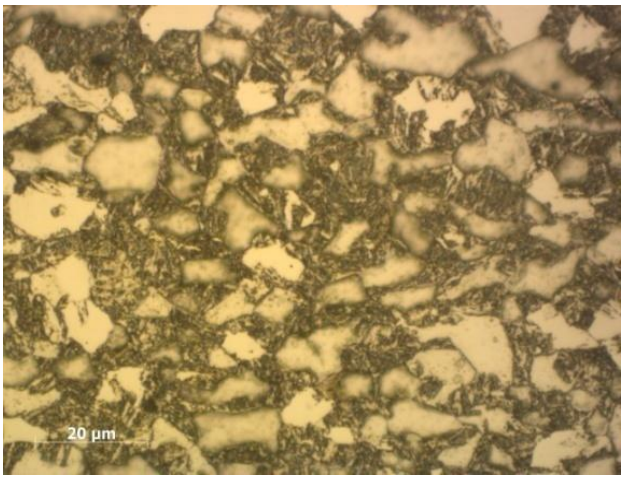
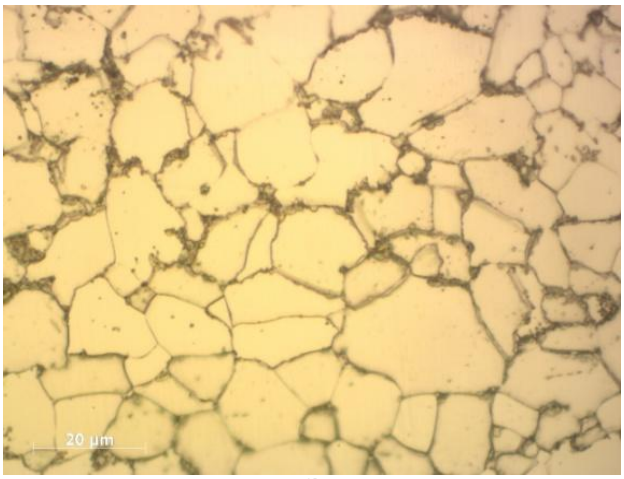
El material en estado de entrega presenta una estructura con laminitas de perlita (manchas oscuras) en una matriz ferrítica.

Micrografía en probeta con temple a 780ºC, enfriado en agua, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 60 min	**Micrografía en probeta con temple a 780ºC, enfriado en aceite, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 60 min**
	
Micrografía a 100 X	**Micrografía a 100 X**
	
Micrografía a 500 X	**Micrografía a 500 X**
	
Micrografía a 1000 X	**Micrografía a 1000 X**

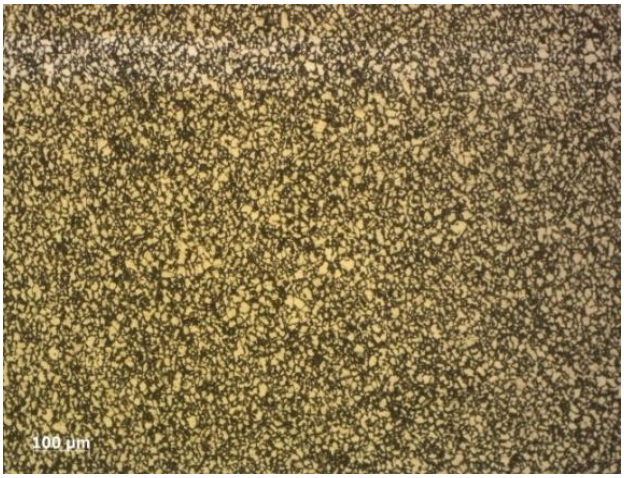
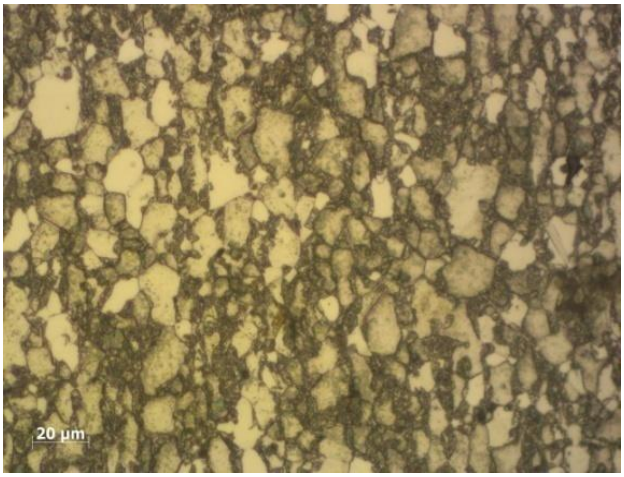
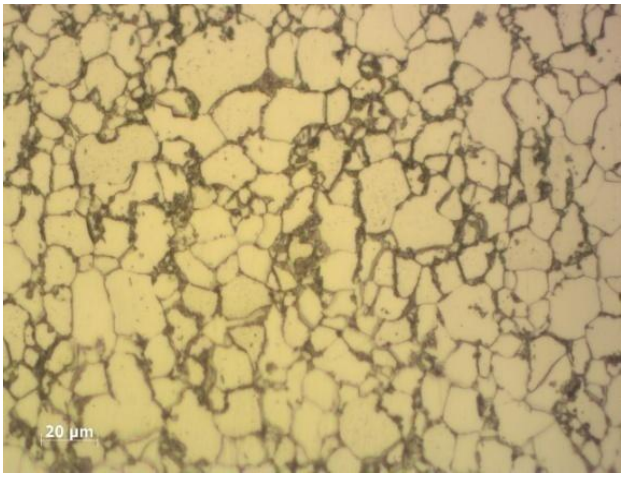
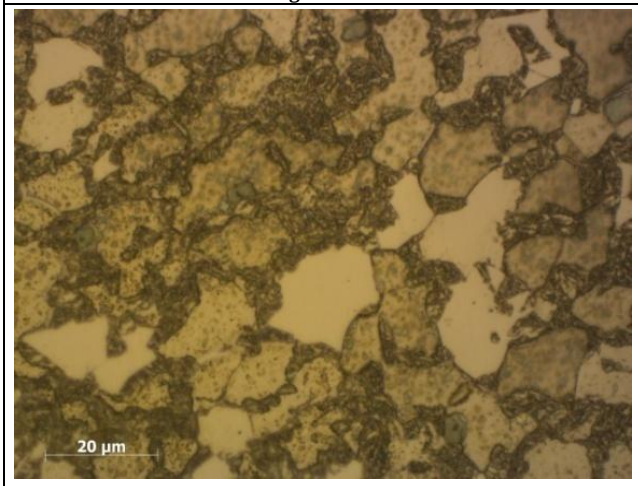
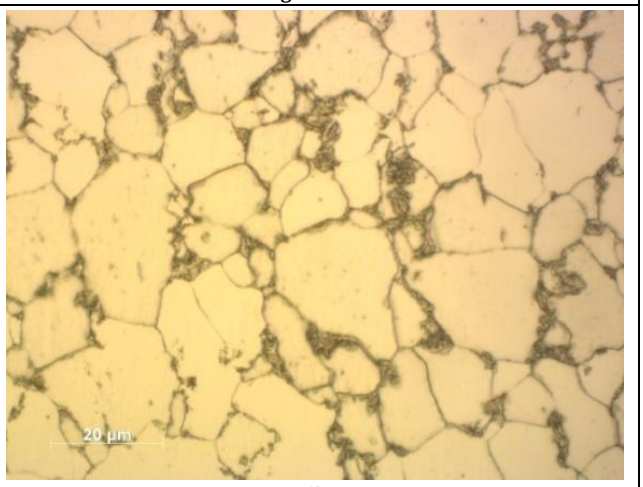
En las micrografías de la izquierda a diferentes aumentos, se observa una estructura más compacta al de la derecha debido al método de enfriamiento. Las probetas enfriadas en agua presentan una estructura martensítica, por eso su dureza es mayor, lo que no se evidencia en las probetas enfriadas en aceite, que muestra una estructura perlítica.

Micrografía en probeta con temple a 740ºC, enfriado en agua, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 60 min	Micrografía en probeta con temple a 740ºC, enfriado en aceite, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 60 min
	
Micrografía a 100 X	**Micrografía a 100 X**
	
Micrografía a 500 X	**Micrografía a 500 X**
	
Micrografía a 1000 X	**Micrografía a 1000 X**

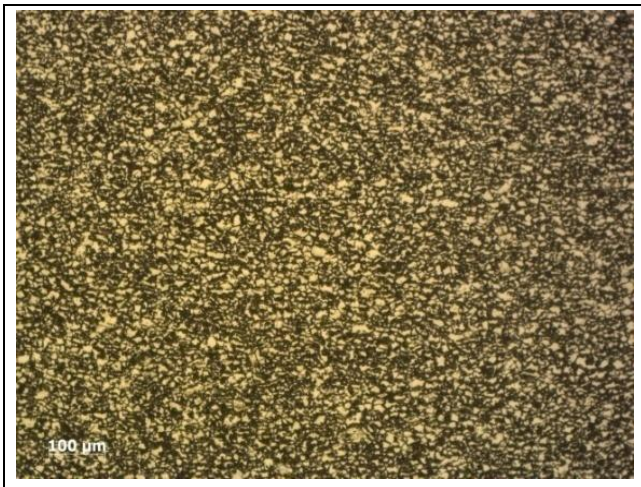
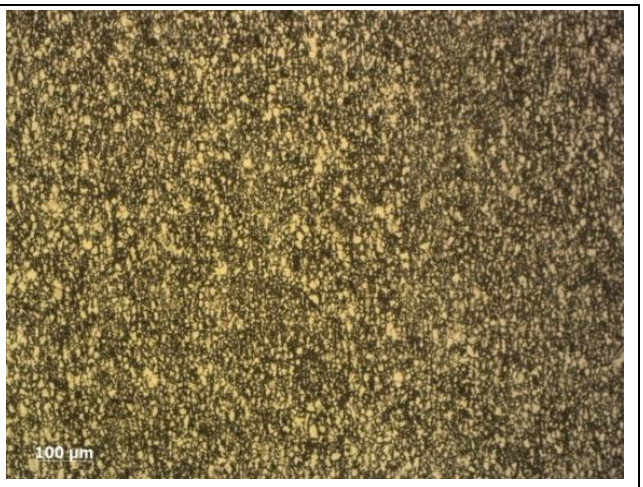
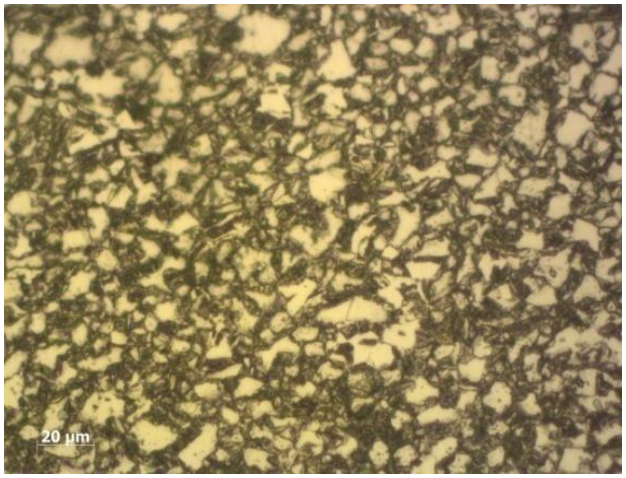
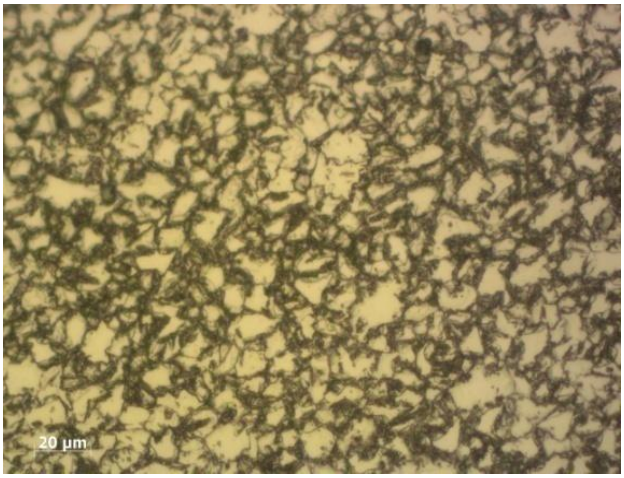
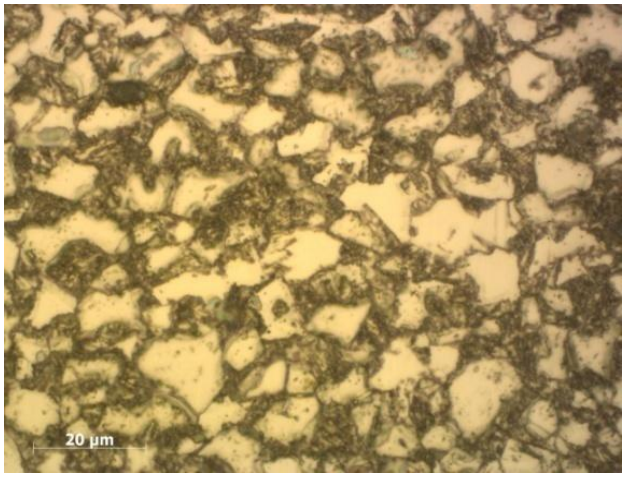
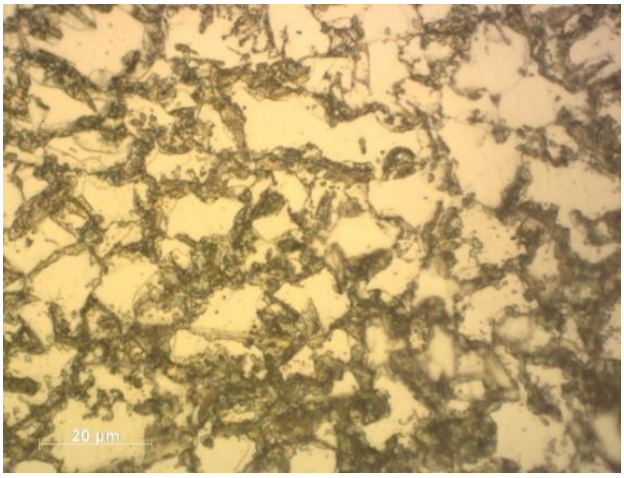
Las micrografías de la izquierda muestran una estructura menos compacta que la anterior debido a la temperatura de exposición donde la proporción de martensita es menor que en altas temperaturas al ser enfriada rápidamente, ya que la temperatura A_1 está muy cercana a la temperatura de inicio de la austenita. Por otro lado no se evidencia un cambio en la microestructura de las que fueron enfriadas en aceite.

Micrografía en probeta con temple a 780ºC, enfriado en agua, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 45 min	Micrografía en probeta con temple a 780ºC, enfriado en aceite, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 45 min
	
Micrografía a 100 X	**Micrografía a 100 X**
	
Micrografía a 500 X	**Micrografía a 500 X**
	
Micrografía a 1000 X	**Micrografía a 1000 X**

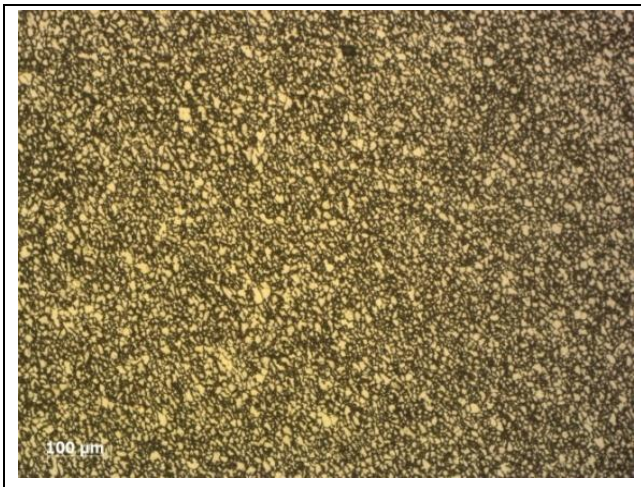
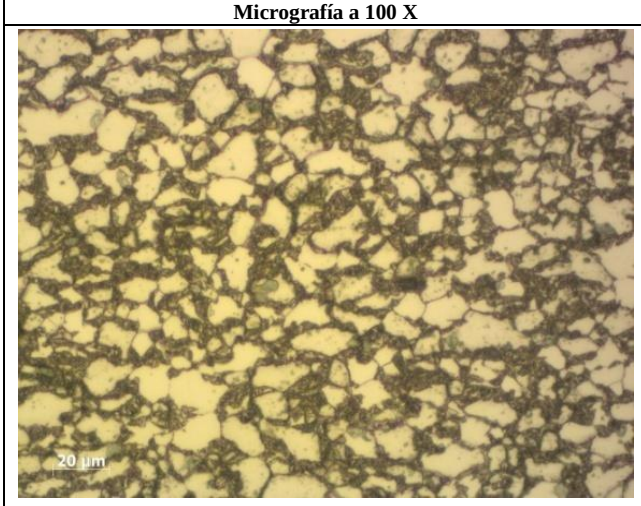
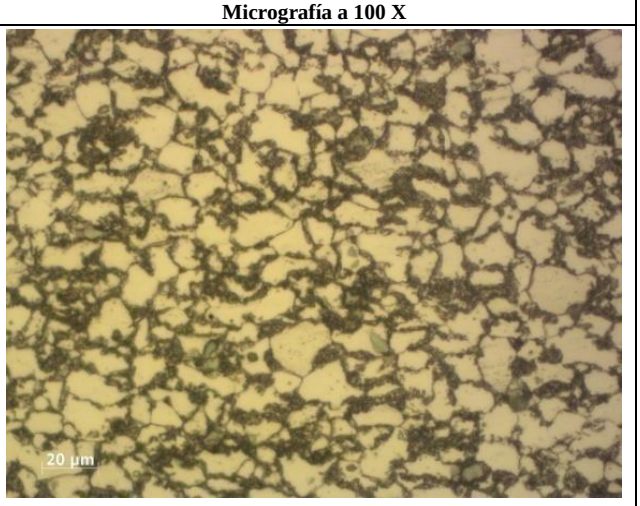
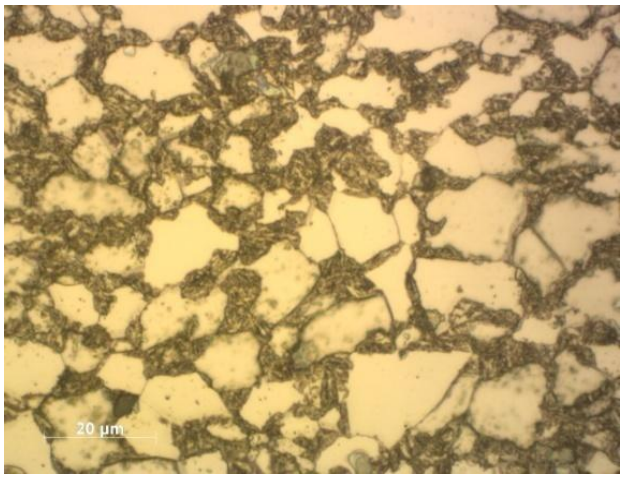
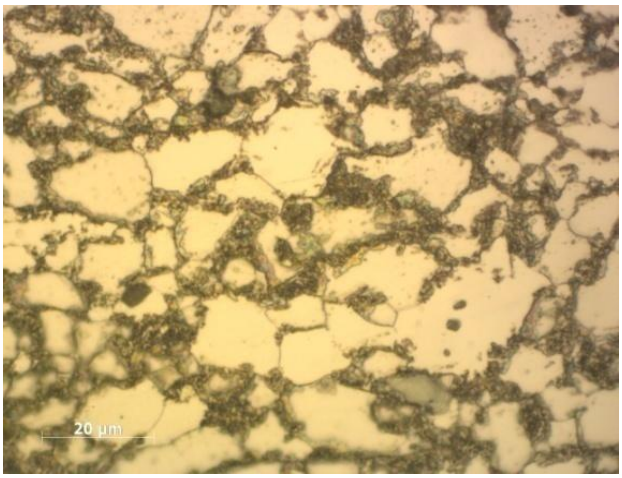
Se observa nuevamente una estructura más compacta en las enfriadas en agua ya que el tiempo de revenido disminuye, se observan las agujas de martensita (parte oscura) en la matriz ferrítica. Las probetas enfriadas en aceite se mantienen casi igual con islas de perlita en una matriz más extensa de ferrita.

Micrografía en probeta con temple a 740ºC, enfriado en agua, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 45 min	Micrografía en probeta con temple a 740ºC, enfriado en aceite, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 45 min
	
Micrografía a 100 X	**Micrografía a 100 X**
	
Micrografía a 500 X	**Micrografía a 500 X**
	
Micrografía a 1000 X	**Micrografía a 1000 X**

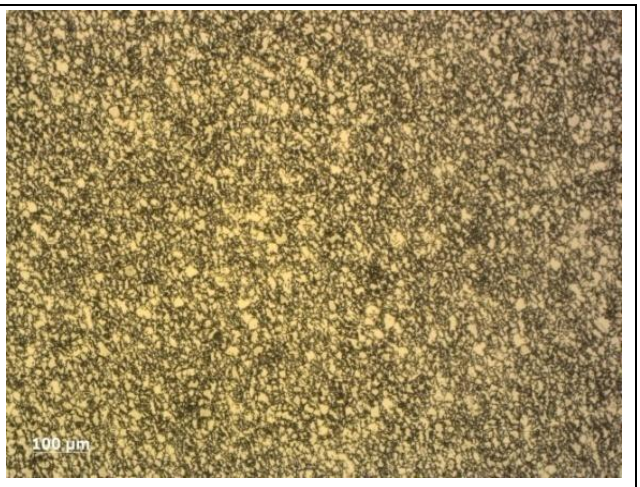
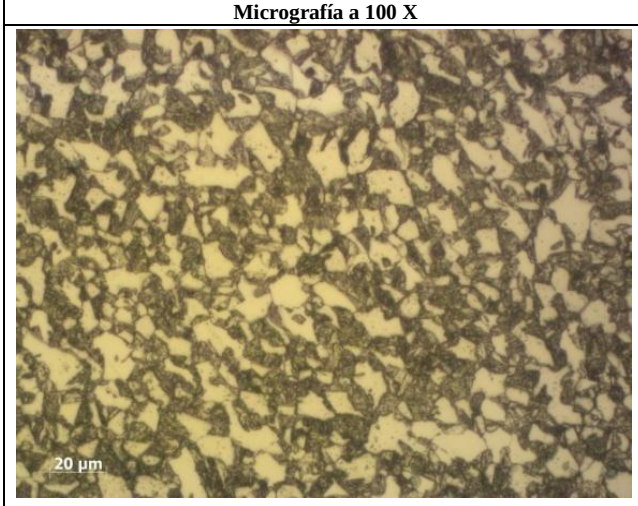
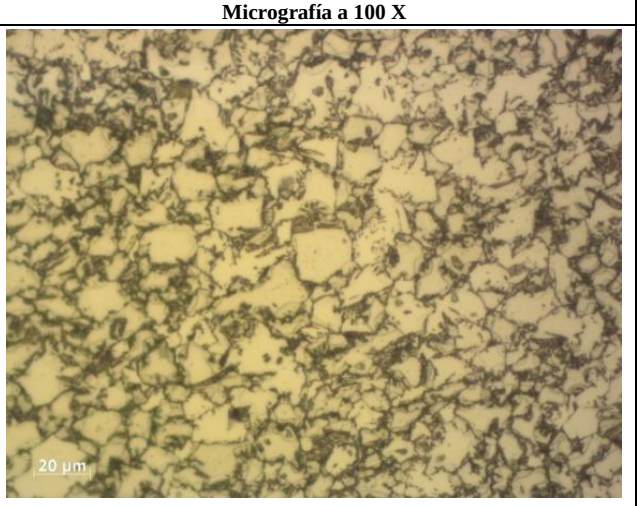
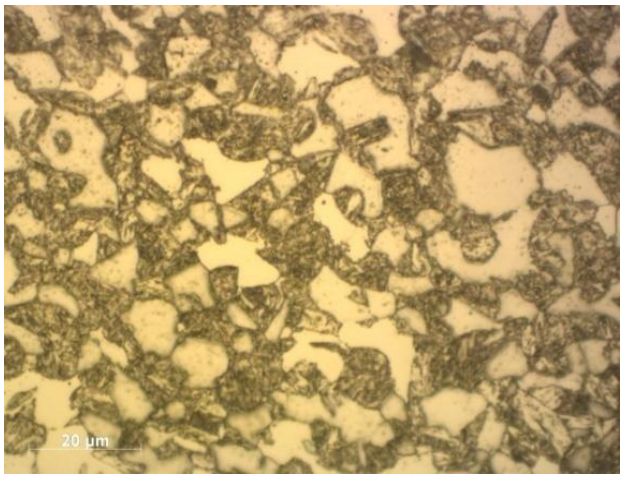
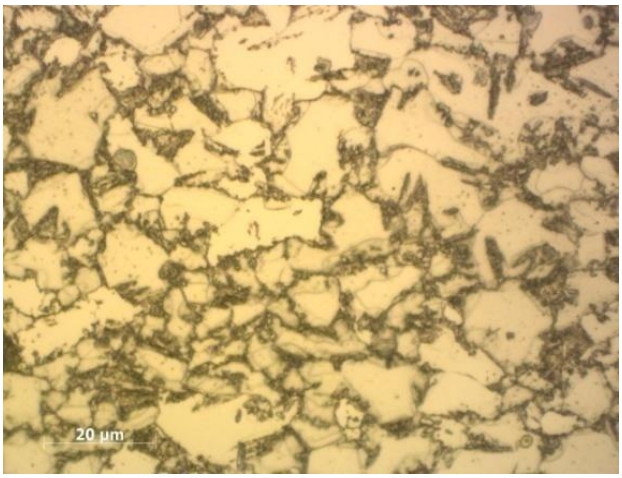
Se evidencia una estructura más compacta por lo visto anteriormente, con un tiempo de revenido menor y esto hace que su dureza se mantenga. Las probetas enfriadas en aceiten siguen mostrando la misma estructura

Micrografía en probeta con temple a 780ºC, enfriado en agua, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 30 min	Micrografía en probeta con temple a 780ºC, enfriado en aceite, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 30 min
	
Micrografía a 100 X	**Micrografía a 100 X**
	
Micrografía a 500 X	**Micrografía a 500 X**
	
Micrografía a 1000 X	**Micrografía a 1000 X**

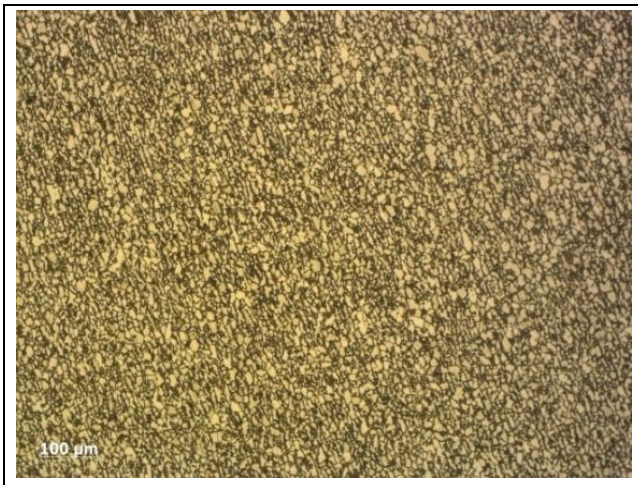
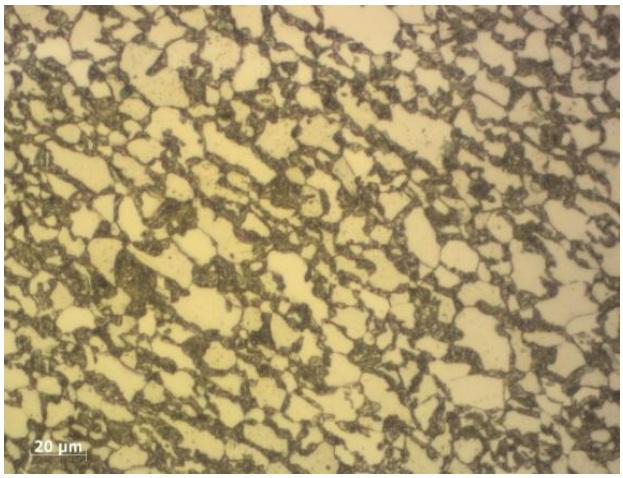
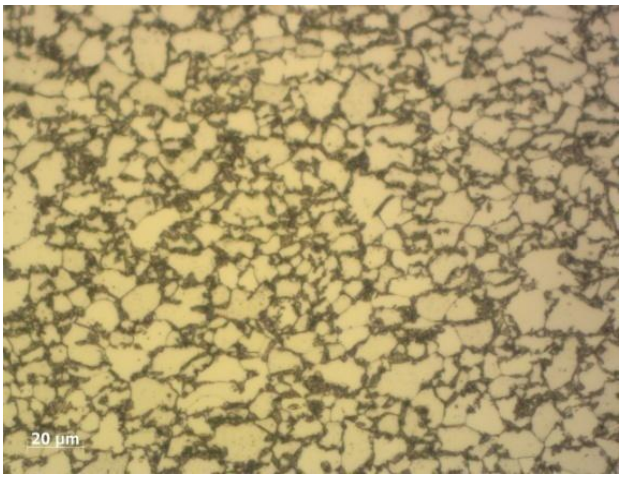
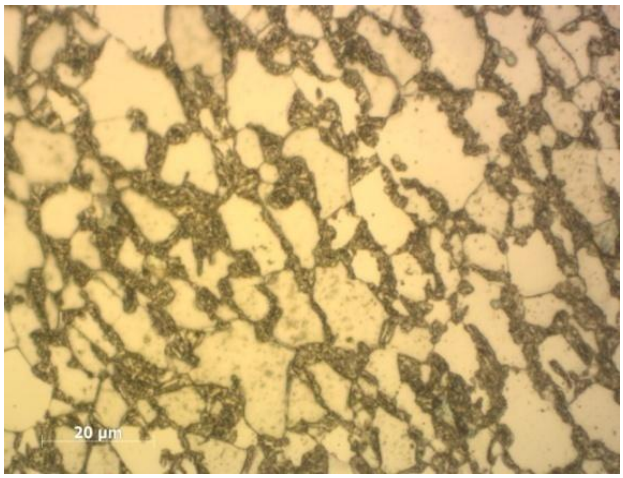
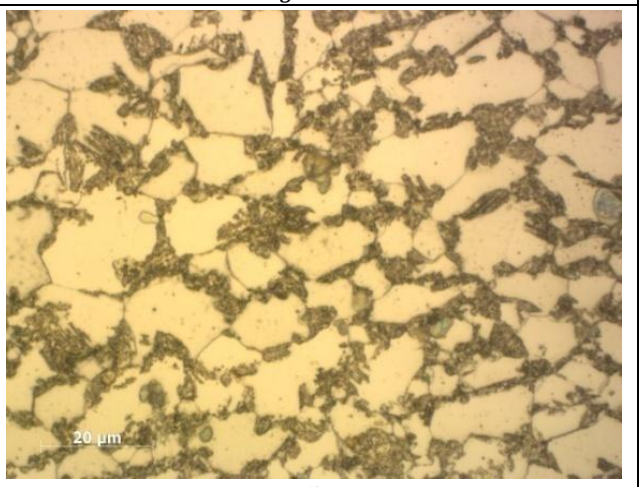
En estas micrografías visualmente muestran estructuras muy similares, pero en realidad, las micrografías de la izquierda tienen una forma más regular que las de la derecha, donde se aprecia las agujas de martensita con la matriz ferrítica y en el otro caso láminas de perlita en una matriz ferrítica respectivamente.

Micrografía en probeta con temple a 740ºC, enfriado en agua, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 30 min	Micrografía en probeta con temple a 740ºC, enfriado en aceite, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 30 min
	
Micrografía a 100 X	**Micrografía a 100 X**
	
Micrografía a 500 X	**Micrografía a 500 X**
	
Micrografía a 1000 X	**Micrografía a 1000 X**

Micrografías muy similares visualmente debido a la temperatura de exposición, aunque al aumentar la imagen se puede apreciar que la martensita tiene una forma más alargada y la perlita tiene una forma más globular.

Micrografía en probeta con temple a 780ºC, enfriado en agua, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 15 min	Micrografía en probeta con temple a 780ºC, enfriado en aceite, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 15 min
	
Micrografía a 100 X	**Micrografía a 100 X**
	
Micrografía a 500 X	**Micrografía a 500 X**
	
Micrografía a 1000 X	**Micrografía a 1000 X**

Para todos los casos, las probetas enfriadas en agua a una mayor temperatura se evidenció una gran diferencia entre las microestructuras con respecto a las que fueron enfriadas en aceite.

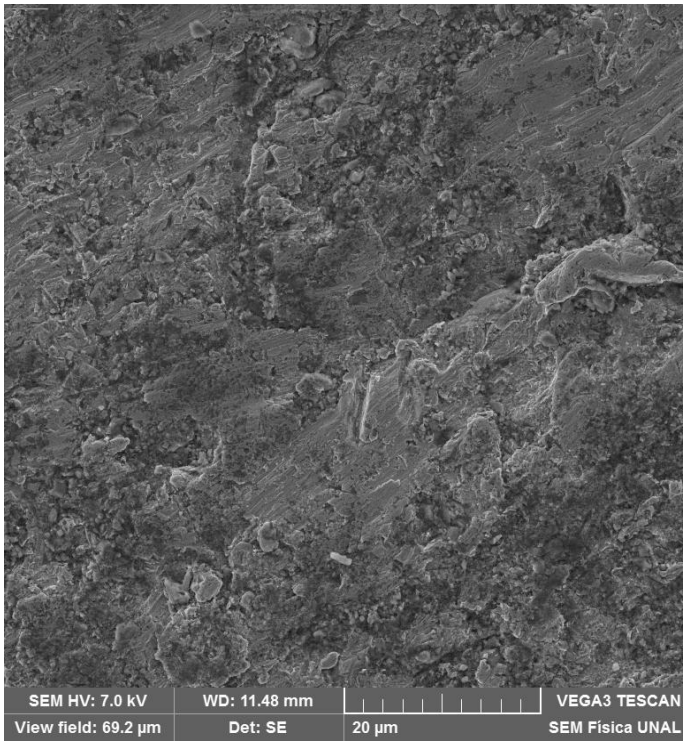
Micrografía en probeta con temple a 740ºC, enfriado en agua, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 15 min	Micrografía en probeta con temple a 740ºC, enfriado en aceite, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 15 min
	
Micrografía a 100 X	**Micrografía a 100 X**
	
Micrografía a 500 X	**Micrografía a 500 X**
	
Micrografía a 1000 X	**Micrografía a 1000 X**

Lo que no ocurre con las probetas enfriadas a una menor temperatura, debido a la proporción de martensita encontrada después del tratamiento térmico de temple.

4.7.2 Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)

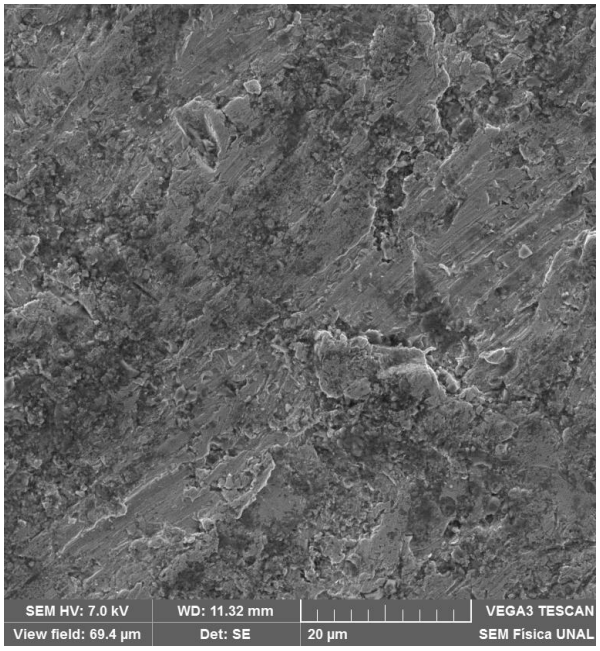
La microscopía electrónica de barrido se usó con el fin de analizar la morfología de la huella que dejó el ensayo de desgaste abrasivo en cada una de las probetas, esto debido a que este procedimiento permite tener mayores aumentos a los convencionales y se puede observar con mayor claridad su comportamiento. Se eligieron ocho probetas al azar más la probeta sin tratamiento, las micrografías fueron tomadas en el Microscopio Electrónico de Barrido, FEI Quanta 200 de la Universidad Nacional a 3000 aumentos.

Micrografía en probeta sin tratamiento térmico

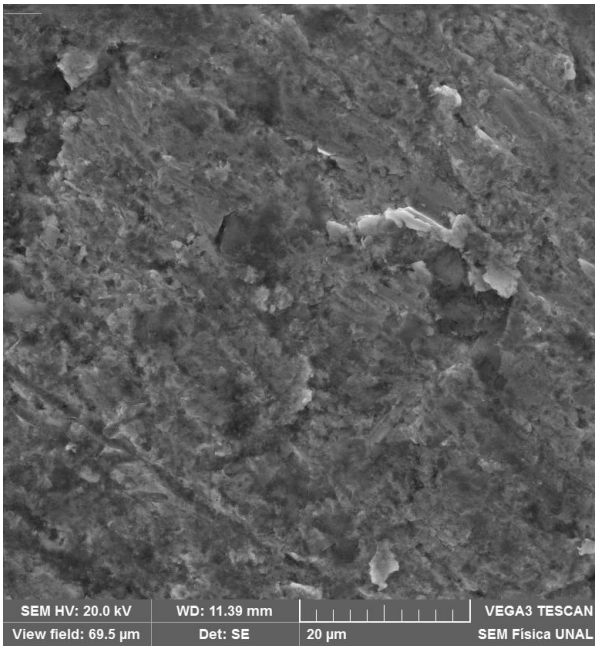


En las micrografías por microscopía óptica se observa los dos tipos de desgaste abrasivo, por desgarre y por flujo plástico. En estado de entrega muestra un desprendimiento de material por desgarre debido a que su dureza sigue siendo alta sin haber tenido un tratamiento térmico.

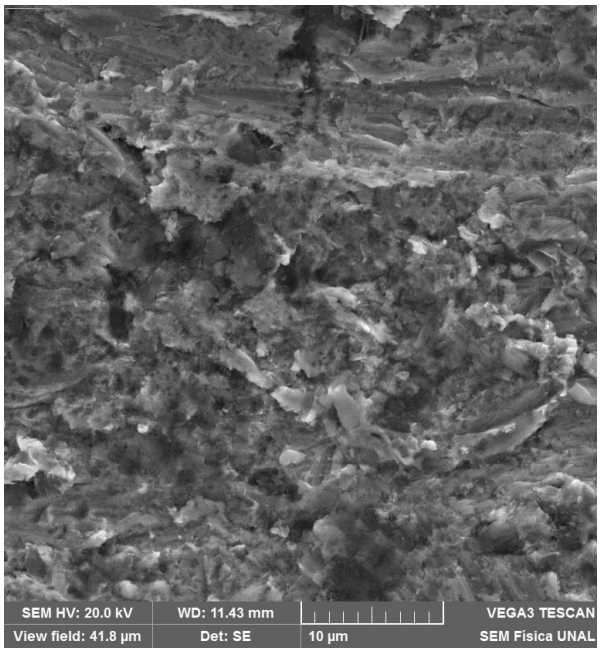
Micrografía en probeta con temple a 780ºC, enfriado en agua, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 60 min



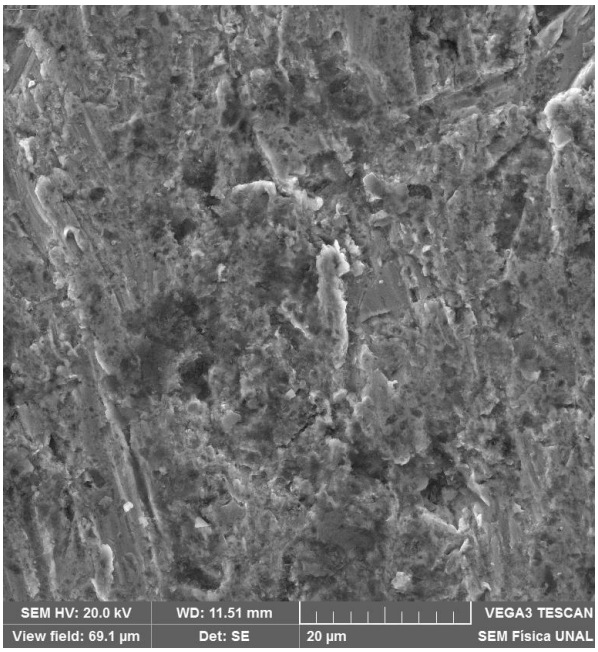
Micrografía en probeta con temple a 740ºC, enfriado en agua, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 45 min



Micrografía en probeta con temple a 780ºC, enfriado en agua, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 30 min

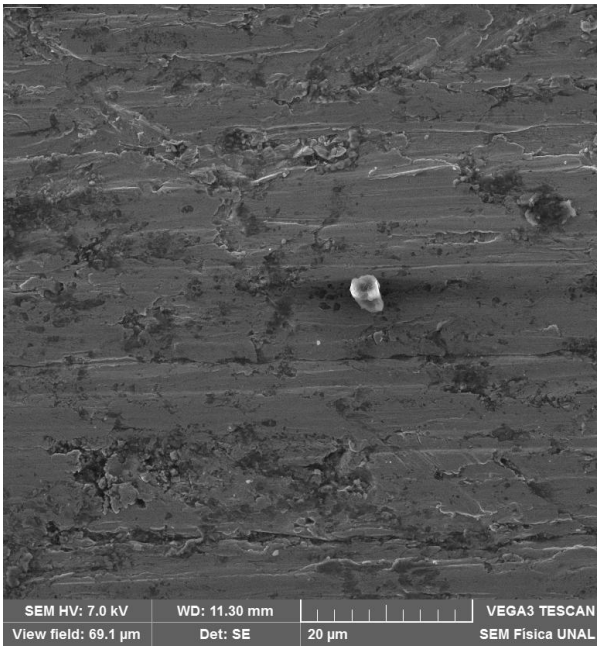


Micrografía en probeta con temple a 740ºC, enfriado en agua, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 15 min

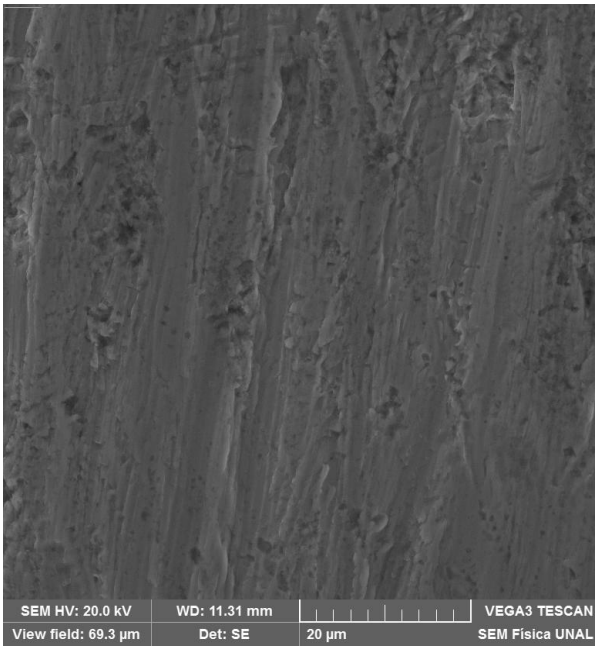


las probetas enfriadas en agua tienen una dureza alta, por lo tanto su estructura es dura y ocurre un desgarramiento al momento de retirar material, se puede apreciar claramente la forma irregular de la huella en cada una de las micrografías.

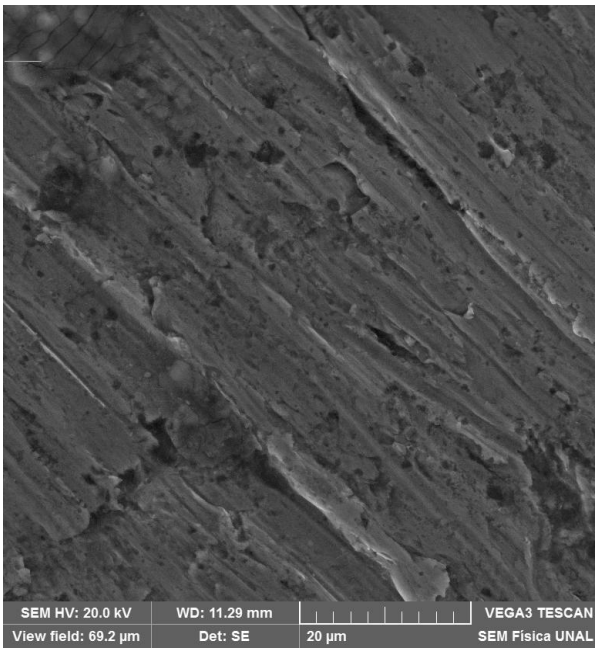
Micrografía en probeta con temple a 740ºC, enfriado en aceite, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 60 min



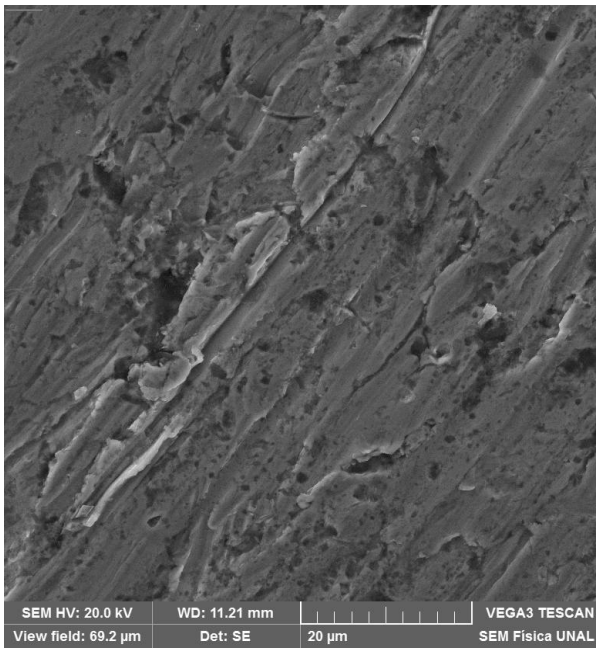
Micrografía en probeta con temple a 780ºC, enfriado en aceite, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 45 min



Micrografía en probeta con temple a 740ºC, enfriado en aceite, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 30 min



Micrografía en probeta con temple a 780ºC, enfriado en aceite, criogenia por un día y revenido a 360ºC durante 15 min



Por su parte todas las probetas enfriadas en aceite al tener una dureza baja y ser más blandas debido al poco contenido de martensita se produce un flujo plástico, y el desprendimiento de material ocurre en forma lineal, se pueden ver las ralladuras en los distintos tiempos de revenido.

CONCLUSIONES

Como se esperaba las probetas enfriadas en aceite, la velocidad de enfriamiento no permite la formación de martensita, lo que se obtiene es ferrita más perlita, dos estructuras blandas, por lo tanto su dureza es mucho menor que las enfriadas en agua. Además se observa un aumento mínimo en su dureza al realizar el tratamiento criogénico, que según las fuentes consultadas, se debe a la compactación estructural que provoca el tratamiento y no a una transformación de fase.

Las probetas enfriadas en agua para las dos temperaturas intercríticas, criogenia y los diferentes tiempos de revenido los valores de la dureza no muestran un cambio significativo, cambios menores al 5% en todos los casos.

Hubo un aumento mínimo en la resistencia al desgaste en probetas templadas a 780ºC, enfriadas en agua, criogenia y revenidas en los distintos tiempos elegidos, cabe la posibilidad que la resistencia al desgaste abrasivo esté ligada a la dureza, pero como el incremento no fue significativo con respecto al grupo de probetas en estado de entrega, no se podría aseverar completamente esta hipótesis.

Al hacer la comparación entre este estudio y el estudio anterior, para ver la influencia del tratamiento criogénico, no es posible evaluar si realmente es efectivo realizar este procedimiento debido a que los resultados varían mucho el uno del otro, por lo tanto se podría decir que harían falta más ensayos de pronto con una temperatura más elevada, la temperatura de austenización total que está alrededor de los 830ºC y más tiempo de exposición de la criogenia.

BIBLIOGRAFÍA

[1] Lorusso., H. N.; Svoboda., H. G. 2005. Desarrollo de Aceros Dual-Phase en aceros para refuerzo en estructuras de hormigón. Laboratorio de Materiales y Estructuras, Facultad de Ingeniería, INTECIN, Universidad de Buenos Aires, Av. Las Heras 2214,Ciudad Autónoma de Buenos Aires, Argentina.

[2] Monsalve., A.; Artigas., A.; Houbaert., Y. 2007. Aceros Dual-Phase, su historia, fundamentos y posibilidades futuras. Remetallica. Año 27, Nº 15: 4-10.

[3] Callister., W.D. 1995. Transformaciones de la austenita. En: Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales. Editorial Reverté., S. A. Barcelona. Pp. 347-355.

[4] Universidad Nacional de Lujan, Departamento de Tecnología. Estructuras Metalográficas y Transformaciones de Fases. 2012. Ciencia de los Materiales. Pp. 3-11.

[5] Sánchez., M. E.; Campos., I. E. 2010. Transformación Martensítica. En: Tecnología de Materiales. Editorial Trillas. México, D. F. Pp. 206-211.

[6] Martin., N. 2012. Tratamientos Térmicos. En: Ciencia de Materiales para Ingenieros. Editorial Pearson Educación S.A. Madrid. Pp. 301-307.

[7] Lajtin., Y. M. 1999. Revenido. En: Metalografía y Tratamiento Térmico de los Metales, 3 Ed. Mir Editorial. Lima. Pp. 14-19.

[8] Rusiñol., D. M. 2004. Efecto del Tratamiento Criogénico en las Propiedades Mecánicas de los Aceros de Herramienta de Trabajo en Frío. Trabajo de grado, Ingeniería de Materiales. Barcelona, Escola Tècnica Superior d'Enginyeria Industrial.

[9] Caserta., D. Y. 2012. Estudio del Efecto del Tratamiento Criogénico sobre las Propiedades Mecánicas de un Acero Rápido. Maestría en Ingeniería de Materiales. Bucaramanga, Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales.

[10] Lopez., E. J. 2004. Estudio Experimental del Desgaste Abrasivo en Aceros AISI 8620, D-2 y H-13 con y sin Tratamiento Superficial. Para obtener el grado de Maestro en Ciencias en Ingeniería Mecánica. México, D.F., Escuela Superior de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

[11] Kasatkin, O.G., 1984. et al. Calculation Models for Determining the Critical Points of Steel. Metal Science and Heat Treatment, 26:1-2, 27-31.