



PONTIFICIA **UNIVERSIDAD CATÓLICA** DEL PERÚ

Esta obra ha sido publicada bajo la licencia Creative Commons
Reconocimiento-No comercial-Compartir bajo la misma licencia 2.5 Perú.

Para ver una copia de dicha licencia, visite
<http://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/2.5/pe/>



PONTIFICIA UNIVERSIDAD CATÓLICA DEL PERÚ
FACULTAD DE CIENCIAS E INGENIERÍA



PONTIFICIA
UNIVERSIDAD
CATÓLICA
DEL PERÚ

APLICACIÓN DE LA CRIOGENIA EN EL TRATAMIENTO
TÉRMICO DE ACEROS PARA TRABAJO EN FRÍO:
K100 (AISI D3)

Tesis para optar el Título de **Ingeniero Mecánico**, que presenta el bachiller:

GISSELA LIRA CALMET

ASESOR: Jesús Ruiz Saavedra

Lima, julio del 2009

RESUMEN

Debido al efecto tremendamente importante de la microestructura en el desempeño de las herramientas, trabajos de investigación y desarrollo han mostrado que los tratamientos térmicos criogénicos son un camino para conseguir la estructura que ofrezca las mejores características frente a sollicitaciones de desgaste y dureza. Gran importancia recae tanto en la presencia como en el porcentaje relativo de la austenita retenida frente a los otros constituyentes del acero. El presente trabajo de tesis busca estudiar los efectos de los tratamientos criogénicos comparados con los tratamientos térmicos convencionales en la obtención de una estructura con menor austenita retenida, realizados en el acero de herramienta para trabajo en frío AISI/SAE D3 (DIN X 210 Cr 12).

Para conseguir tal información se usó el análisis por difracción de rayos X, el cual determinó la cantidad de austenita retenida. Esta evaluación se ejecutó en aceros con tratamientos térmicos convencionales como con tratamientos criogénicos. Los resultados se contrastaron con ensayos mecánicos estándares de dureza así como con ensayos de comportamiento del material frente a sollicitaciones de desgaste abrasivo.

Las probetas de ensayo fueron diseñadas y elaboradas de acuerdo a los requerimientos del análisis por difracción de rayos X y del ensayo de resistencia al desgaste principalmente, sin embargo cumplen los requisitos para los otros ensayos realizados. De acuerdo a los resultados, se pudo concluir que la cantidad de austenita residual es menor después de realizados los tratamientos criogénicos y que a menor contenido de austenita residual obtenida, la dureza aumenta, lo cual sucede a medida que las temperaturas de tratamiento criogénico son más bajas.

Asimismo, hay una tendencia de aumento de la resistencia al desgaste a medida que la dureza es mayor, sin embargo en algunas probetas se obtuvieron resultados de alta dureza y baja resistencia al desgaste, que deberían ser estudiados en tesis complementarias por lo que para esos casos, la dureza disminuye a mayor temperatura de temple cuando debería aumentar.



*(Dedicado a mis queridos padres
Eduardo y Gloria, quienes me brindaron
apoyo moral e ilimitado aliento para el
desarrollo de la presente tesis.)*

AGRADECIMIENTOS

La presente tesis pude llevarla a efecto y realizarla gracias al apoyo de muchas personas, en especial al señor Ingeniero **Msc. Jesús Ruiz Saavedra**, quien fue mi asesor y de quien me siento profundamente agradecida, no sólo por sus enseñanzas, orientación y confianza brindadas a mi persona durante la realización de la tesis, sino también por los principios que supo trasmitirme.

También me siento agradecida por el apoyo brindado por la **Pontificia Universidad Católica del Perú**, tanto en los aspectos económico y técnico, al permitirme utilizar las instalaciones del Laboratorio de Materiales para la realización de los ensayos necesarios, como del Laboratorio de Fundición y Soldadura para el uso de la máquina de ensayos de desgaste abrasivo de bajo esfuerzo.

Igualmente deseo agradecer a la empresa **Aceros Bohler del Perú S.A.**, en la persona del **Ing. Miguel Carrión Castilla**, por facilitarme sus instalaciones y materiales necesarios, ya que sin su apoyo este proyecto no hubiera sido posible.

De igual forma deseo agradecer a la empresa **Industrias ELICAR E.I.R.L.**, por su ayuda en la fabricación de las probetas de ensayo para este proyecto.

ÍNDICE DE CONTENIDO

RESUMENii
DEDICATORIAiii
AGRADECIMIENTOS	iv
ÍNDICE DE CONTENIDO	v
ÍNDICE DE FIGURASviii
ÍNDICE DE TABLAS	xi
INTRODUCCIÓN	1

CAPÍTULO 1: MARCO TEÓRICO

1.1 ACEROS PARA TRABAJO EN FRÍO Y CLASIFICACIÓN	3
1.1.1. El Acero en la Industria3
1.1.2. Propiedades Mecánicas del Acero4
1.1.3. Constituyentes más Importantes de los Aceros6
1.1.4. Clasificación de los Aceros de Herramienta10
1.2 TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA17
1.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN LOS ACEROS DE HERRAMIENTA	20
1.3.1. Temple21
1.3.2. Revenido22
1.3.3. Tratamientos Criogénicos26
1.4 ENSAYOS PROPUESTOS PARA MEDIR EL COMPORTAMIENTO DE LOS ACEROS EN SERVICIO Y EL GRADO DE TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA27
1.4.1 Desgaste27
1.4.2 Difracción29
1.5 ÚLTIMOS ESTUDIOS EN TRATAMIENTOS CRIOGÉNICOS PARA ACEROS	32
1.6 PLANTEAMIENTO DEL TRABAJO DE INVESTIGACIÓN38

CAPÍTULO 2: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 MATERIAL DE ESTUDIO	40
2.2 METODOLOGÍA	41
2.3 OBTENCIÓN DE LAS PROBETAS DE ENSAYO A PARTIR DEL METAL BASE43
2.3.1 Análisis Químico43

2.3.2	Maquinado de Probetas	44
2.4	TRATAMIENTOS TÉRMICOS	44
2.4.1	Temple	45
2.4.2	Tratamientos Criogénicos	47
2.5	ENSAYOS	49
2.5.1	Análisis por Difracción de Rayos X	49
2.5.2	Ensayo de Dureza	49
2.5.3	Análisis Metalográficos	52
2.5.4	Ensayo de Resistencia al Desgaste	54

CAPÍTULO 3: RESULTADOS Y ANÁLISIS

3.1	ANÁLISIS POR DIFRACCIÓN DE RAYOS X	61
3.1.1	Relación de áreas geométricas a partir de la microestructura y dureza con diagramas de fase	65
3.1.2	Cálculo con el número de cuentas a partir de la data del difractograma (Método CNEA)	67
3.2	ENSAYO DE DUREZA	68
3.3	ANÁLISIS METALOGRAFICOS	72
3.4	ENSAYO DE RESISTENCIA AL DESGASTE	75

CAPÍTULO 4: ESTRUCTURACIÓN ECONÓMICA

4.1	GENERALIDADES	79
4.2	COSTOS INDIVIDUALES	79
4.2.1	Material	79
4.2.2	Análisis Químico	80
4.2.3	Maquinado de Probetas	80
4.2.4	Tratamientos Térmicos y Criogénicos	80
4.2.5	Análisis por Difracción de Rayos X	81
4.2.6	Ensayo de Dureza	81
4.2.7	Ensayos Metalográficos	82
4.2.8	Ensayo de Resistencia al Desgaste	82
4.3	COSTOS TOTALES	82
	CONCLUSIONES	85

	Recomendaciones a investigaciones futuras	87
	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	88
ANEXO I	REPORTE Y ESPECTROS DEL ANÁLISIS POR DIFRACCIÓN DE RAYOS X	
ANEXO II	DIFRACTOGRAMAS DEL ANÁLISIS POR DIFRACCIÓN DE RAYOS X	
ANEXO III	FOTOGRAFÍAS DEL ANÁLISIS METALOGRÁFICO	
ANEXO IV	RESULTADOS DEL ENSAYO DE DESGASTE DE ARENA SECA CON RUEDA RECUBIERTA DE CAUCHO SEGÚN ASTM G 65 PROCEDIMIENTO “B”	
ANEXO V	NORMA ASTM E 3 “STANDARD GUIDE FOR PREPARATION OF METALLOGRAPHIC SPECIMENS”	
ANEXO VI	NORMA ASTM E 407 “TEST METHODS FOR MICROETCHING METALS AND ALLOYS”	
ANEXO VII	NORMA ASTM E 18 “NORMA DE ENSAYO PARA DUREZA ROCKWELL Y ROCKWELL SUPERFICIAL EN MATERIALES METÁLICOS”	
ANEXO VIII	NORMA ASTM G 65 “STANDARD TEST METHOD FOR MEASURING ABRASION USING THE DRY SAND / RUBBER WHEEL APPARATUS”	

ÍNDICE DE FIGURAS

CAPÍTULO 1: MARCO TEÓRICO

Figura 1.1	Dureza – Tenacidad para distintos tipos de aceros de herramientas	5
Figura 1.2	Red cristalina cúbica centrada en el cuerpo de la fase ferrita del acero	6
Figura 1.3	Red cristalina cúbica centrada en las caras de la fase austenita del acero	7
Figura 1.4	Estructura de la austenita	7
Figura 1.5	Red cristalina de la fase martensita del acero	8
Figura 1.6	Diagrama de temple del acero AISI D3	12
Figura 1.7	Diagrama de transformación del acero AISI D3	12
Figura 1.8	Diagrama de temple del acero AISI D2	13
Figura 1.9	Diagrama de transformación del acero AISI D2	13
Figura 1.10	Diagrama de temple del acero AISI O7	14
Figura 1.11	Diagrama de transformación del acero AISI O7	14
Figura 1.12	Diagrama de dureza del acero AISI O7	15
Figura 1.13	Diagrama de temple del acero AISI O1	15
Figura 1.14	Diagrama de transformación del acero AISI O1	16
Figura 1.15	Diagrama de dureza del acero AISI O1	16
Figura 1.16	Estructuras de la martensita y la austenita	17
Figura 1.17	Típica curva de transformación versus temperatura para un espécimen sometido a una tensión constante mientras es enfriado y calentado	19
Figura 1.18	Esquema general del proceso de transformación (histéresis)	19
Figura 1.19	Comportamiento típico durante el revenido de los aceros de herramienta de alta y baja aleación	24
Figura 1.20	Dureza – Temperatura de revenido para distintos tipos de aceros de aleación	24
Figura 1.21	Dureza – Temperatura de revenido para distintos tipos de aceros sin aleación	25
Figura 1.22	Tratamientos adicionales usados en los aceros de herramienta	25
Figura 1.23	Desgaste abrasivo	28
Figura 1.24	Cuando el ángulo de desviación es θ , el cambio de fase de las ondas produce interferencia constructiva (figura izquierda) o destructiva (figura derecha) . . .	30
Figura 1.25	Interferencias producidas en una capa delgada de aire. Analogía con la ley de Bragg	31
Figura 1.26	Asimetría de las líneas de difracción debida a la absorción de la muestra	31

Figura 1.27	Geometría del difractor. La normal “n” a la muestra “S” biseca en todo momento el ángulo formado por el haz incidente y el haz difractado	32
Figura 1.28	Aumento de la resistencia al desgaste con la aplicación del tratamiento criogénico	34

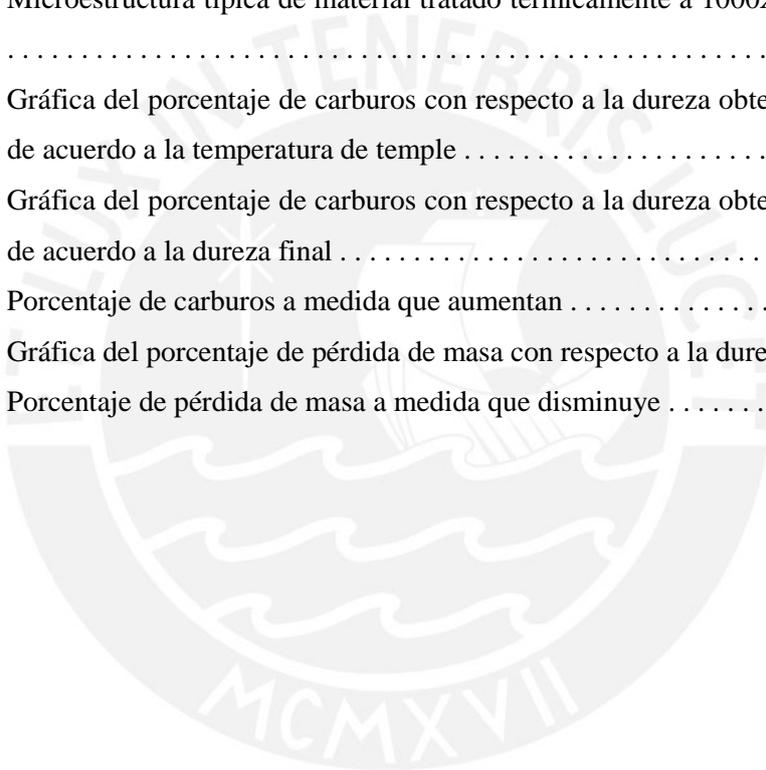
CAPÍTULO 2: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Figura 2.1	Hoja técnica del acero K 100 (DIN D3)	41
Figura 2.2	Probetas maquinadas	42
Figura 2.3	Esquema de las probetas a tratar térmicamente	42
Figura 2.4	Horno de templado a 940°C ó 980°C (según sea el caso)	45
Figura 2.5	Horno de baño de sales a 170°C	46
Figura 2.6	Esquema del tratamiento térmico de temple a 940°C	46
Figura 2.7	Esquema del tratamiento térmico de temple a 980°C	47
Figura 2.8	Esquema del tratamiento subcero a –80°C	47
Figura 2.9	Esquema del tratamiento subcero a –193°C	48
Figura 2.10	Ensayo de dureza Rockwell C con indentador de diamante	50
Figura 2.11	Máquina para el Ensayo de Dureza Rockwell C	51
Figura 2.12	Probetas listas para pasar al microscopio óptico	53
Figura 2.13	Toma de fotografías en el microscopio óptico	54
Figura 2.14	Esquema de la máquina de ensayo ASTM G 65	55
Figura 2.15	Limpieza ultrasónica	56
Figura 2.16	Balanza digital con una precisión de 0,0001 gramos	56
Figura 2.17	Medida de dureza por el método Shore A	57
Figura 2.18	a) Flujo uniforme laminar de arena, b) flujo turbulento de arena, c) obstrucción de la boquilla	58
Figura 2.19	Rueda recubierta en contacto con la probeta sometida al flujo de abrasivo	58
Figura 2.20	Medición de las RPM de la rueda de caucho	59

CAPÍTULO 3: RESULTADOS Y ANÁLISIS

Figura 3.1	Espectro típico del material tratado térmicamente (muestra 4)	61
Figura 3.2	Espectro típico del material tratado térmicamente (muestra 8)	62
Figura 3.3	Espectro típico del material tratado térmicamente de 45° a 54° (muestra 4)	63
Figura 3.4	Espectro típico del material tratado térmicamente de 45° a 54° (muestra 8)	64
Figura 3.5	Efecto de diversos contenidos de cromo en los límites del carbono para austenita pura a elevadas temperaturas	65
Figura 3.6	Diagrama Cr – C para 12%Cr	66

Figura 3.7	Variación de la austenita residual y martensita debido a los tratamientos térmicos utilizados para cada probeta tratada (por áreas)	68
Figura 3.8	Efecto que tiene la historia del material sobre la dureza final a una temperatura de temple de 940°C	69
Figura 3.9	Efecto que tiene la historia del material sobre la dureza final a una temperatura de temple de 980°C	70
Figura 3.10	Microestructura típica de material sin tratamiento térmico a 1000 X (muestra Sin T.T.)	72
Figura 3.11	Microestructura típica de material tratado térmicamente a 1000X (muestra 4)	72
Figura 3.12	Microestructura típica de material tratado térmicamente a 1000X (muestra 8)	73
Figura 3.13	Gráfica del porcentaje de carburos con respecto a la dureza obtenida, ordenados de acuerdo a la temperatura de temple	74
Figura 3.14	Gráfica del porcentaje de carburos con respecto a la dureza obtenida, ordenados de acuerdo a la dureza final	74
Figura 3.15	Porcentaje de carburos a medida que aumentan	75
Figura 3.16	Gráfica del porcentaje de pérdida de masa con respecto a la dureza obtenida .	76
Figura 3.17	Porcentaje de pérdida de masa a medida que disminuye	77



ÍNDICE DE TABLAS

CAPÍTULO 1: MARCO TEÓRICO

Tabla 1.1	Clasificación de los aceros para herramienta	10
Tabla 1.2	Porcentaje de austenita retenida para distintos grados de aceros de herramienta	11
Tabla 1.3	Diferentes tipos de desgaste que existen	28
Tabla 1.4	Relación de Ms con el aumento en la resistencia al desgaste de los aceros de herramienta	33
Tabla 1.5	Relación del aumento de la microdureza de la matriz con el aumento en la resistencia al desgaste	34
Tabla 1.6	Relación de austenita retenida con el contenido de carbono y la temperatura Mi	35
Tabla 1.7	Relación de austenita retenida con las temperaturas de los tratamientos criogénicos	36
Tabla 1.8	Dureza superficial de aceros cementados con 0.85% C en la superficie y con 0.6% C en el núcleo	36
Tabla 1.9	Ejemplos de mejora de la vida de los aceros para herramienta usando la criogenia	37
Tabla 1.10	Incremento del porcentaje de resistencia al desgaste después de realizado un tratamiento criogénico	37
Tabla 1.11	Dureza del acero para varios porcentajes de martensita con diferentes contenidos de carbono	38

CAPÍTULO 2: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Tabla 2.1	Resultados del análisis químico	43
Tabla 2.2	Temperaturas y tiempo a aplicar a cada probeta	48
Tabla 2.3	Cantidad de probetas a utilizar	49
Tabla 2.4	Símbolos y definiciones asociados con la Figura 2.10	50
Tabla 2.5	Reporte del ensayo de desgaste abrasivo de bajo esfuerzo	60

CAPÍTULO 3: RESULTADOS Y ANÁLISIS

Tabla 3.1	Tabla de datos del espectro típico del material tratado térmicamente de 45° a 54° (muestra 4)	63
Tabla 3.2	Tabla de datos del espectro típico del material tratado térmicamente de 45° a 54° (muestra 8)	64
Tabla 3.3	Contenido de austenita residual y martensita obtenidos del análisis por difracción de rayos X	67
Tabla 3.4	Durezas obtenidas para la temperatura de temple de 940°C	69
Tabla 3.5	Durezas obtenidas para la temperatura de temple de 980°C	70
Tabla 3.6	Durezas promedios finales	71
Tabla 3.7	Porcentaje de carburos del análisis metalográfico, ordenados de acuerdo a la temperatura de temple y a la dureza final respectivamente	73
Tabla 3.8	Porcentaje de pérdida de masa del ensayo de resistencia al desgaste	76

CAPÍTULO 4: ESTRUCTURACIÓN ECONÓMICA

Tabla 4.1	Costo del material base	80
Tabla 4.2	Costo del análisis químico	80
Tabla 4.3	Costo total del maquinado de las probetas	80
Tabla 4.4	Costo total de los tratamientos térmicos	81
Tabla 4.5	Costo del ensayo por difracción de rayos X	81
Tabla 4.6	Costo del ensayo de dureza	81
Tabla 4.7	Costo del ensayo metalográfico	82
Tabla 4.8	Costo del ensayo de resistencia al desgaste	82
Tabla 4.9	Costos totales del presente estudio	83
Tabla 4.10	Porcentaje de los costos por ítem en comparación con el total	83
Tabla 4.11	Cuadro de costos totales de la investigación	84

INTRODUCCIÓN

Una revisión de la documentación especializada ha mostrado que, en el ámbito industrial y/o académico nacional, no se han realizado estudios para determinar cuánta Austenita retenida (γ_r) contienen los aceros de herramienta para “trabajo en frío” después de realizado un tratamiento térmico estándar. Es sabido que para aplicaciones de aceros para trabajo en frío, la presencia de austenita retenida va en perjuicio de la vida útil de la herramienta, a pesar de la alta dureza y relativa buena tenacidad conseguidas en dichos tratamientos. Existen referencias internacionales publicadas como en el artículo “Aplicación del Tratamiento Criogénico” de la Revista Oficial de la Cámara Nacional de la Industria del Hierro y el Acero de México: ACERO STEEL North American Journal de Enero – Febrero 2001, donde la aplicación de tratamientos térmicos con enfriamientos a muy bajas temperaturas sirve para aumentar el rendimiento de las herramientas.

El presente trabajo propone la realización de tratamientos criogénicos (tratamiento subcero a -80°C y tratamiento criogénico a -193°C) en estos aceros, ya que favorecen la desaparición de la austenita retenida en la estructura. La austenita, además de ser una estructura relativamente dúctil (blanda), puede transformarse en servicio en martensita, lo cual por efectos de cambio de volumen (dilatación) produce fisuración en el material.

Se busca demostrar que con estos tratamientos se conseguirá un incremento de la dureza, de la resistencia al desgaste y una mejor estabilidad dimensional, lo que al final se traducirá en un mayor rendimiento y vida útil al material. El objeto de los

tratamientos criogénicos propuestos, por tanto, es la transformación de una mayor parte de la austenita obtenida en un tratamiento térmico convencional o estándar.

El acero elegido para este proyecto es el AISI/SAE D3 (DIN X 210 Cr 12), el cual es un acero para trabajo en frío para la fabricación de matrices de corte de gran demanda en la industria nacional (aplicación directa a la industria de esta tesis) y además éste es un acero de alta aleación que produce un alto contenido de austenita retenida con tratamientos térmicos convencionales (aporte académico).

El presente estudio abarca la realización de diversos ensayos y análisis, tales como mecánicos, metalográficos y de difracción de rayos X y luego una correlación de la información para explicar y demostrar lo antes mencionado. Este estudio se divide en 4 capítulos.

En el primer capítulo se presenta el marco teórico, que contiene los conocimientos sobre los aceros para trabajo en frío y su clasificación, el mecanismo de la transformación martensítica en los aceros, los tratamientos térmicos en los aceros de herramienta, una descripción de los ensayos propuestos y los últimos estudios en tratamientos criogénicos para aceros.

El segundo capítulo muestra el procedimiento experimental: caracterización del acero elegido, la metodología de trabajo y la descripción de los procesos para la obtención de las probetas en función de los ensayos, de los tratamientos térmicos y de los ensayos experimentales realizados.

En el tercer capítulo se presentan los resultados de los ensayos realizados así como un análisis de los mismos. Este análisis consistirá en una discusión de la información a partir de las gráficas y valores obtenidos, tratando siempre de correlacionarlos con los resultados de las otras técnicas aplicadas.

Por último, el cuarto capítulo muestra el costo de todo lo efectuado en esta investigación, tanto de los ensayos como de los análisis realizados. Esto servirá como una guía para la ejecución de estudios complementarios o similares.

CAPÍTULO 1

MARCO TEÓRICO.

1.1 ACEROS PARA TRABAJO EN FRÍO Y CLASIFICACIÓN.

1.1.1 El Acero en la Industria.

El acero es una aleación de hierro y carbono que contiene otros elementos aleantes, los cuales le conceden propiedades mecánicas específicas para su uso en la industria metalmeccánica. Las aplicaciones del acero dependen del porcentaje de elementos aleantes que contengan. Los principales elementos de aleación son: Cromo (Cr), Tungsteno (W), Manganeso (Mn), Níquel (Ni), Vanadio (V), Silicio (Si) y Molibdeno (Mo). Los aceros contienen un pequeño porcentaje de impurezas que son proporcionados por: Azufre (S) y Fósforo (P).

Los aceros para herramientas o para trabajo en frío son aquellos aceros que se utilizan cuando las condiciones de temperatura de trabajo son bajas (menores a 250°C). Sus principales propiedades son: dureza elevada, gran resistencia al desgaste, buena tenacidad, elevada resistencia a la compresión, resistencia al impacto, escasa variación dimensional en el tratamiento térmico y maquinabilidad uniforme.

1.1.2 Propiedades Mecánicas del Acero.

Entre las principales propiedades mecánicas de los aceros mencionaremos algunas, tales como ductilidad, dureza, maquinabilidad, resistencia, resistencia al desgaste, templabilidad y tenacidad al impacto, entre otras.

- **Ductilidad:** Propiedad de los materiales a poder deformarse sin romperse.
- **Dureza:** Resistencia que ofrece un acero a la deformación plástica al dejarse penetrar. Depende del porcentaje de carbono, tipo de carburos que constituyen al acero y microestructura obtenida en el tratamiento térmico realizado. Al someterse al efecto de la temperatura, la dureza es la resistencia del material al ablandamiento. Cabe resaltar que el cobalto mejora el comportamiento de la matriz y además existen otros elementos formadores de carburos como el Cr, W, Mo y V que favorecen esta característica.
- **Maquinabilidad:** Facilidad de un material para permitir que se mecanice por arranque de viruta y para ser trabajado por corte. Los carburos aleados y las altas durezas dificultan la maquinabilidad.
- **Resistencia:** Capacidad para resistir esfuerzos y fuerzas aplicadas sin romperse o deformarse permanentemente.
- **Resistencia al desgaste:** Resistencia que ofrece un material a deteriorarse cuando está en fricción con otro, resistencia a la pérdida de tolerancias dimensionales y la pérdida de filo. La presencia de carburos aleados mejoran la resistencia al desgaste.
- **Templabilidad:** La templabilidad es una medida de la profundidad a la cual un metal puede endurecerse por medio de procesos normales de tratamiento térmico. A mayor porcentaje de elementos aleantes, mayor es la templabilidad. La templabilidad es necesaria cuando se requieren propiedades homogéneas a lo

largo de la sección transversal de la herramienta. El cobalto disminuye la templabilidad.

- **Tenacidad de impacto:** Capacidad que tiene un material a que no se produzcan fisuras o grietas, es la resistencia que opone a romperse (resistencia al impacto), capacidad de resistir a rotura por choque. Depende del porcentaje de carbono y del porcentaje y tipo de elemento de aleación, del tamaño y morfología de los carburos y del tratamiento térmico realizado.

En la Figura 1.1 se presenta el comportamiento de los aceros de herramienta según su dureza y tenacidad.

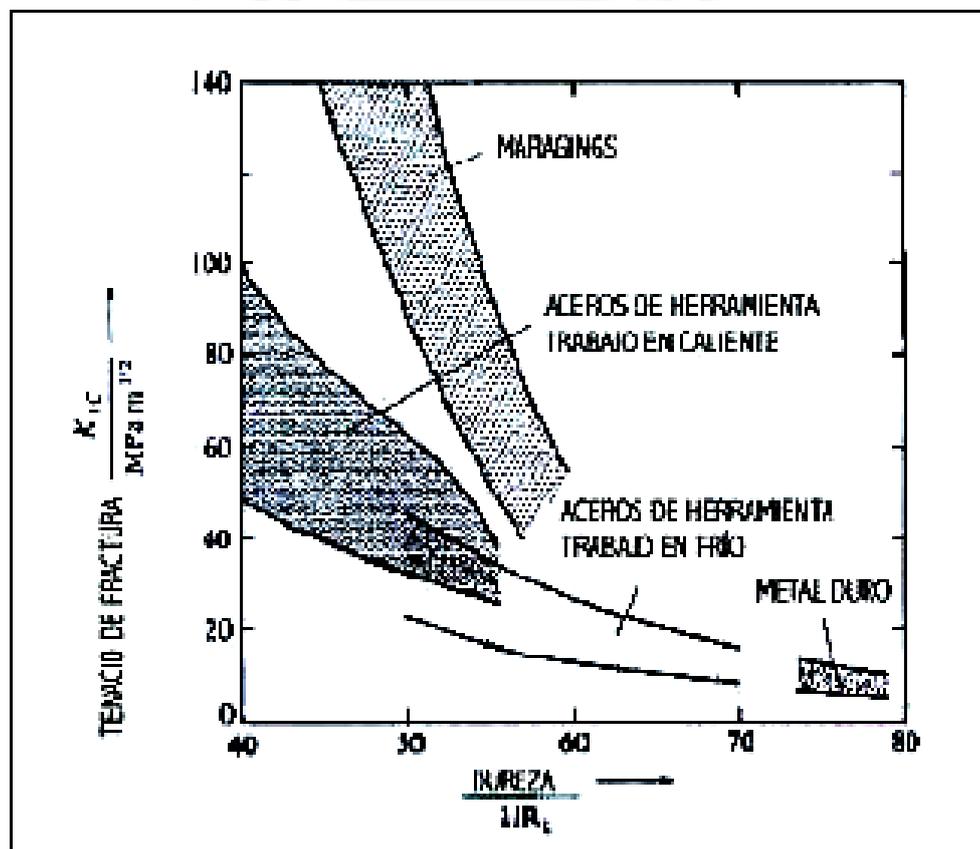


Figura 1.1 Dureza – Tenacidad para distintos tipos de aceros de herramientas.

(Gráfico obtenido de la referencia [21]).

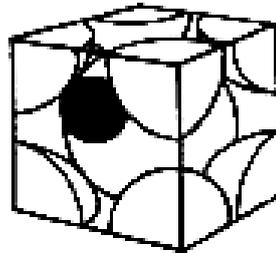
1.1.3 Constituyentes más Importantes de los Aceros.

Entre los principales componentes de los aceros están la Ferrita, la Austenita, la Martensita y los Carburos.

Ferrita:

Se le denomina hierro alfa debido a que cristaliza en el sistema cúbico y además es de material ferromagnético. Es una solución sólida intersticial de carbono en una red cúbica centrada en el cuerpo de hierro.

Un corte ilustrativo de la celda unitaria de la ferrita se indica en la Figura 1.2, donde los átomos de hierro ocupan las esquinas y el centro del cubo. Esta red es conocida como cúbica centrada en el cuerpo. Los pocos átomos que acepta la ferrita encuentran colocación en los espacios que quedan entre las esferas de hierro. El átomo negro representa al carbono, el cual se ubica en los huecos más grandes que quedan entre los átomos de hierro. La ferrita acepta muy poco carbono en su interior.



FERRITA

Figura 1.2 Red cristalina cúbica centrada en el cuerpo de la fase ferrita del acero.
(Gráfico obtenido de la referencia [14]).

Austenita:

Es dúctil. Según su contenido de carbono, presenta una dureza alrededor de los 300 HB. Se auto endurece rápidamente durante el trabajo con impacto y posee buenas cualidades de resistencia a la abrasión por rayado.

Los átomos de hierro en la fase austenita asumen las posiciones en una red cristalina cúbica centrada en las caras, como se observa en las Figuras 1.3 y 1.4, los átomos de hierro se acomodan ocupando las esquinas y el centro de cada cara en una estructura cúbica. En este caso, los átomos de carbono caben en el centro de cada una de las aristas de los cubos. La austenita tiene una capacidad para aceptar mayor cantidad de carbono que la ferrita.

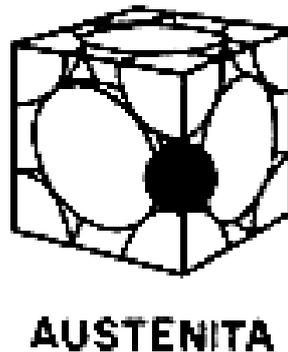


Figura 1.3 Red cristalina cúbica centrada en las caras de la fase austenita del acero.
(Gráfico obtenido de la referencia [14]).

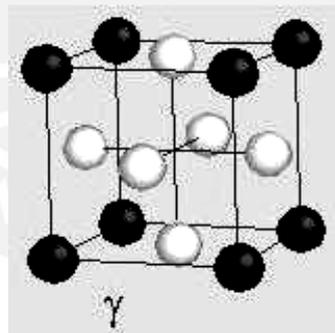
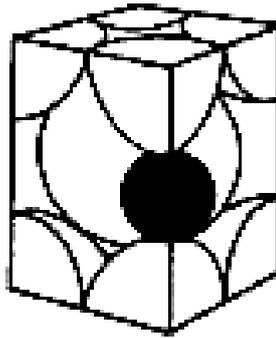


Figura 1.4 Estructura de la austenita. (Gráfico obtenido de la referencia [24]).

Martensita:

Es el constituyente de los aceros templados, está conformado por una solución sólida sobresaturada de carbono y se obtiene por enfriamiento rápido de los aceros desde su estado austenítico a altas temperaturas como se aprecia en la Figura 1.5.



MARTENSITA

Figura 1.5 Red cristalina de la fase martensita del acero.

(Gráfico obtenido de la referencia [14]).

Es una fase meta estable de estructura tetragonal, obtenida por un enfriamiento brusco de una solución sólida intersticial y que se forma mediante un movimiento de cizalladura en la red. Al observar al microscopio pueden verse agujas o fibras rectilíneas aún más finas orientadas en direcciones paralelas. Dichas agujas aparecen sólo claramente cuando el porcentaje de carbono es alto siendo en otro caso la apariencia más parecida a hebras de paja amontonada.

Si el enfriamiento es súbito, el carbono queda atrapado en el mismo sitio donde se encontraba en la austenita y al tratar de acomodarse los átomos de hierro en la red cristalina de la ferrita, el espacio del carbono se vuelve insuficiente. Esto produce una fase llamada martensita, con la red cristalina distorsionada. La martensita no es una fase de equilibrio, el carbono queda atrapado en una posición donde no cabe en la red cúbica centrada en el cuerpo, produciéndose así una distorsión elástica. Es una fase muy dura y muy elástica.

“Es la estructura más resistente a todos los tipos de condiciones suavemente abrasivas y algunos ambientes severamente abrasivos” (Extraído del Manual de Soldadura & Catálogo de Productos de EXSA S.A.).

La martensita tiene alta dureza (entre 50 y 68 HRC) que aumenta debido al contenido de carbono en el acero.

El contenido de carbono en el acero suele variar desde muy poco carbono hasta el 1% de carbono, sus propiedades físicas varían con su contenido de carbono hasta un máximo de 0,7 %C.

Carburos:

El porcentaje de carburos presentes es función principal de su composición química, mientras que la distribución, uniformidad, morfología y tamaño de los mismos dependen del proceso de obtención.

El endurecimiento secundario se produce en los aceros aleados por la precipitación de carburos distribuidos en toda la microestructura en el rango de 550 – 600° C generalmente.

La influencia de los carburos en la resistencia al desgaste de los aceros depende de la relación que exista entre la dureza del carburo y la de la matriz. Si la dureza del carburo es similar a la de la matriz, la resistencia al desgaste disminuirá debido a que el carburo actuará como un concentrador de tensiones.

Los elementos formadores de carburos más importantes son los siguientes:

Cromo (Cr): Se encuentra en los aceros en un rango de (0,2 – 30,0) %Cr. Formador de carburos de alta dureza y buena resistencia al desgaste. Cuando el contenido de cromo es mayor al 12%, hay un alto aumento de la resistencia a la corrosión. Mejora la templabilidad y comportamiento mecánica a altas temperaturas. Favorece al endurecimiento secundario.

Manganeso (Mn): Se encuentra en los aceros en un rango de (0,25 – 19,00) %Mn. Formador de carburos (no es muy fuerte). Mejora la templabilidad. Cuando el contenido de manganeso es mayor al 11%, es un acero Hadfield, que se endurece por deformación y es usado en la minería.

Molibdeno (Mo): Se encuentra en los aceros en un rango de (0,12 – 10,00) %Mo. Fuerte formador de carburos. Aumenta significativamente la templabilidad y la

resistencia al desgaste. Mejora las propiedades mecánicas a altas temperaturas. Favorece al endurecimiento secundario.

Tungsteno (W): Se encuentra en los aceros en un rango de (0,4 – 21,0) % W. Fuerte formador de carburos. Mejora la templabilidad y la resistencia al desgaste. Mejora las propiedades mecánicas a altas temperaturas. Favorece al endurecimiento secundario.

Vanadio (V): Se encuentra en los aceros en un rango de (0,1 – 0,5) % V. Fuerte formador de carburos. Mejora la templabilidad y la resistencia al desgaste. Prohíbe el crecimiento de grano por temperatura. Favorece al endurecimiento secundario.

1.1.4 Clasificación de los Aceros de Herramienta.

Los aceros de trabajo en frío se pueden separar en: aceros al carbono, aceros para impacto y aceros de alto carbono y alta aleación. Las principales características de estos aceros son su alta dureza y buena tenacidad conseguidas en los tratamientos térmicos estándares. El principal criterio de selección de un acero de herramienta de trabajo en frío es la relación que hay entre su resistencia al desgaste y su dureza. Los aceros de trabajo en frío generalmente presentan una dureza entre 58 – 64 HRC, aunque algunos poseen durezas por encima de los 66 HRC. En la Tabla 1.1 se muestra la clasificación de los aceros para herramienta.

GRUPOS MAYORES	SÍMBOLO	TIPOS
Aceros para herramienta de endurecimiento al agua	W	
Aceros para herramienta resistentes al impacto	S	
Aceros para herramienta para trabajo en frío	O	Temple en aceite
	A	Templado al aire, aleación mediana
	D	Alto carbono, alto cromo
Aceros para herramienta para trabajo en caliente	H	H10 – H19, base de cromo
		H20 – H39, base de tungsteno
		H40 – H59, base de molibdeno
Aceros para herramienta de corte de alta velocidad	T	Base de tungsteno
	M	Base de molibdeno
Aceros para herramienta para usos especiales	F	Carbono – Tungsteno
	L	Bajo contenido de aleación
	P	Aceros para moldes
		P1 – P19, bajo contenido de carbono
		P20 – P39, otros tipos

Tabla 1.1 Clasificación de los aceros para herramienta.

La finalidad de agregar elementos de aleación a estos aceros, es la formación de carburos para que mejoren sus propiedades. El porcentaje de carbono y elementos aleantes está ligado a la dureza y resistencia que se quiere obtener. También son más fáciles de ser sometidos a tratamientos térmicos, pero pierden su maquinabilidad.

La mayor diferencia que tienen estos aceros es su microestructura, formada por martensita revenida con un mayor o menor porcentaje de carburos de elementos de aleación. Los más utilizados son el Cr, Mo, W y V. En la Tabla 1.2 se muestra el porcentaje de austenita retenida después del temple de algunos aceros de herramientas.

Acero de Herramienta	Nomenclatura		% Austenita retenida
	AISI	DIN	
Acero de trabajo en caliente al 5% Cr	AISI H13	X40CrMoV5-1	2%
Acero de trabajo en frío al 1,60 % Mn	AISI O2	90MnCrV8	15 – 17%
Acero ledeburítico de trabajo en frío al 12% Cr	AISI D2	X155CrVMo12-1	30%
Acero rápido al molibdeno	AISI M2	HSS 6-5-2	25 – 30%

Tabla 1.2 Porcentaje de austenita retenida para distintos grados de aceros de herramienta.
(Tabla obtenida de la referencia [21]).

Los aceros de herramienta para trabajo en frío se usan principalmente para procesos de conformado en frío, procesos de corte en punzones y matrices o en hileras para extruir en frío aceros.

La resistencia al desgaste es la principal causa del fin de la vida útil en las aplicaciones a que los aceros de herramienta para trabajo en frío están destinados.

Con la finalidad de mostrar una comparación practica, presentamos a continuación los diagramas de dureza, temple y transformación de algunos aceros de herramienta para trabajo en frío.

AISI D3 (DIN X 210 Cr 12): Especial K o K 100 (denominación de Aceros Boehler). Tipo de aleación: C 2% máx. Cr 12%. Marca estándar de los aceros ledeburíticos (pues contienen un porcentaje de carbono mayor al 2%) al 12% de

romo para herramientas de corte y estampado de alto rendimiento (ver Figuras 1.6 y 1.7).

Tempering Diagram

Time: 1/2 h
 Section of Specimen:
 □ 20 mm (3/4")

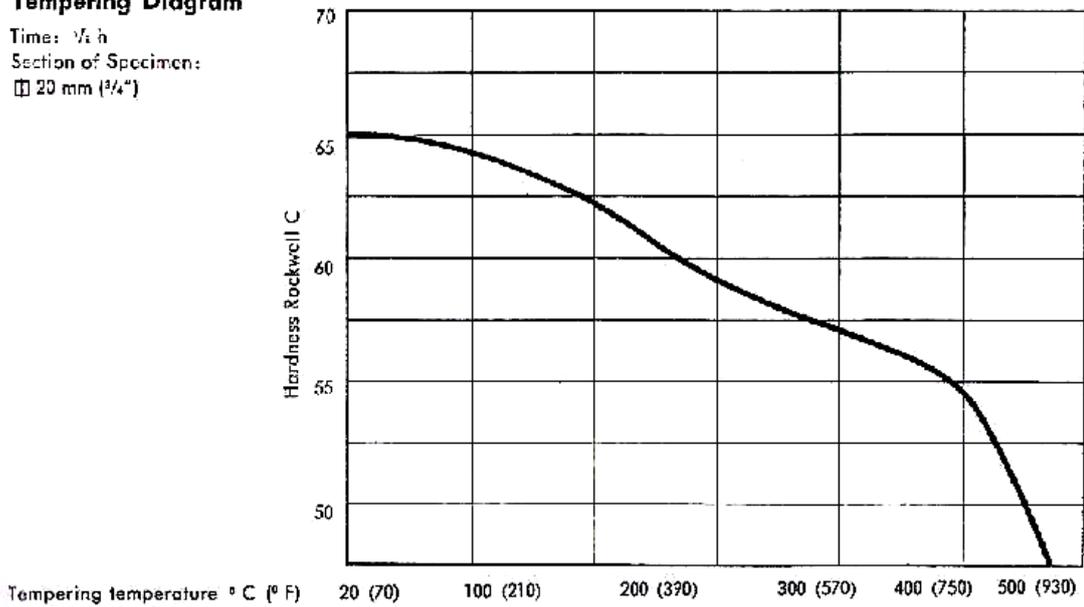


Figura 1.6 Diagrama de temple del acero AISI D3.
 (Diagrama obtenido de la referencia [6]).

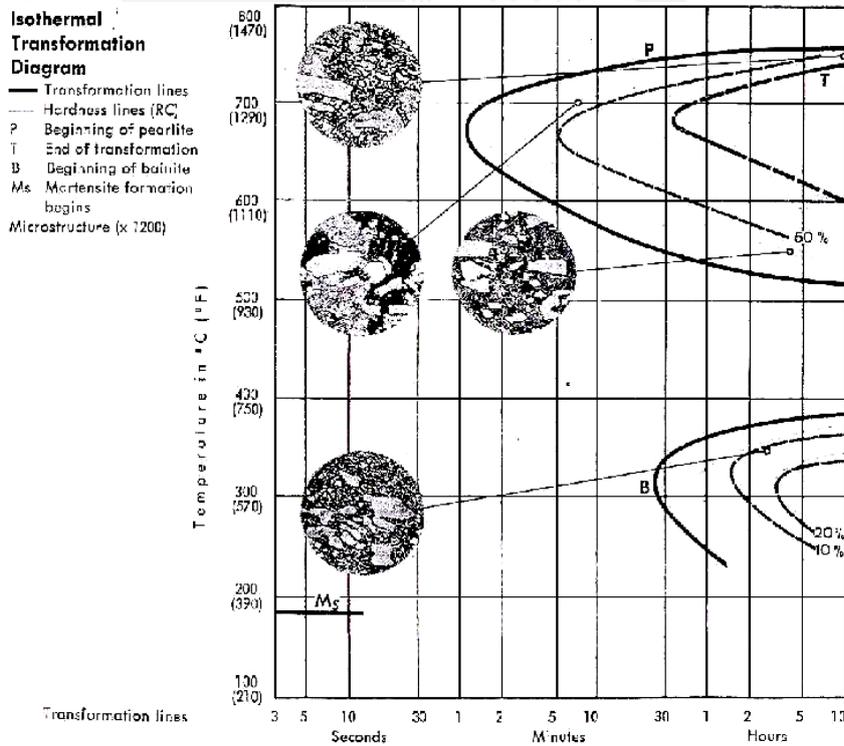


Figura 1.7 Diagrama de transformación del acero AISI D3.
 (Diagrama obtenido de la referencia [6]).

AISI D2 (DIN X 165 Cr Mo V 12): Especial KNL o K 105 (denominación de Aceros Bohler). Tipo de aleación: C 1,6% Cr 11,5% Mo 0,6% W 0,5% V 0,3%. Acero especial ledeburítico al 12% de cromo, aleado al molibdeno, tungsteno y vanadio, con menor contenido de carbono. Ideal en los casos donde se tiene mayores exigencias de tenacidad (ver Figuras 1.8 y 1.9).

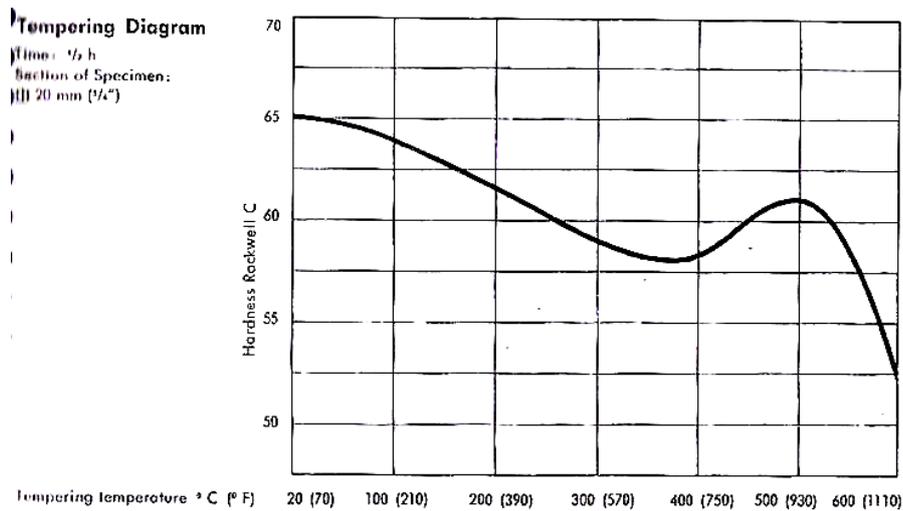


Figura 1.8 Diagrama de temple del acero AISI D2.
 (Diagrama obtenido de la referencia [6]).

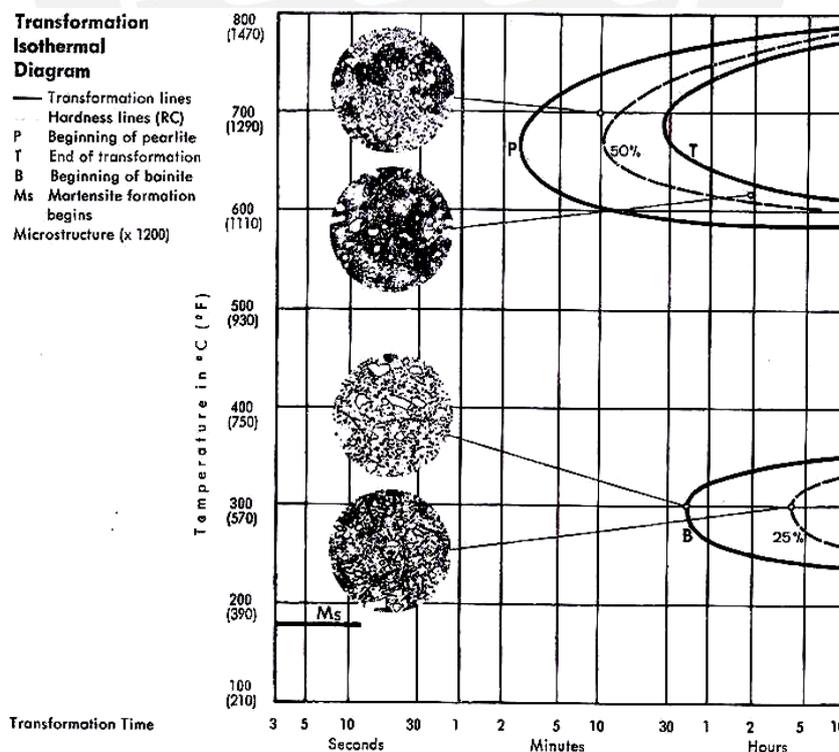


Figura 1.9 Diagrama de transformación del acero AISI D2.
 (Diagrama obtenido de la referencia [6]).

AISI O7 (DIN 105 W Cr 6): Amutit (denominación de Aceros Boehler). Tipo de aleación: C 1,05% Mn 0,9% Cr 1,1% W 1,5%. Acero especial aleado de buena maquinabilidad, con poca variación de medidas, excelente conservación de filo, buena resistencia al desgaste y magnífica tenacidad (ver Figuras 1.10, 1.11 y 1.12).

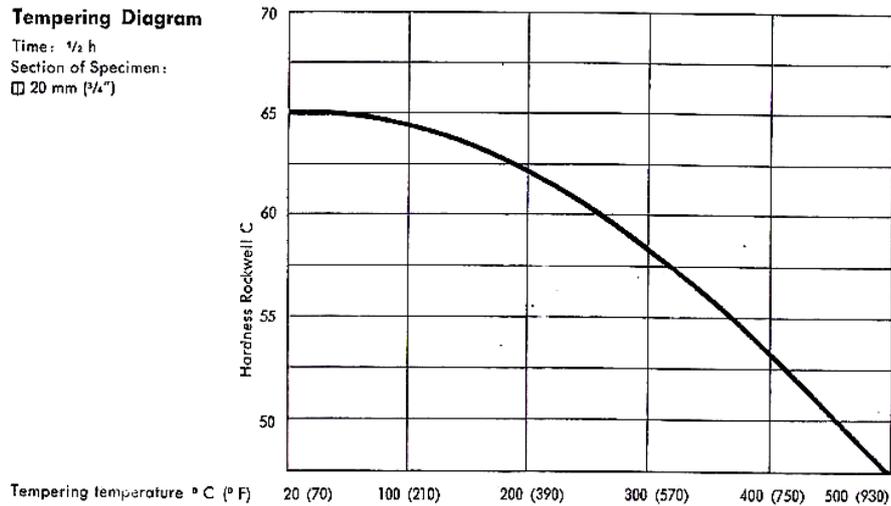


Figura 1.10 Diagrama de temple del acero AISI O7.
(Diagrama obtenido de la referencia [6]).

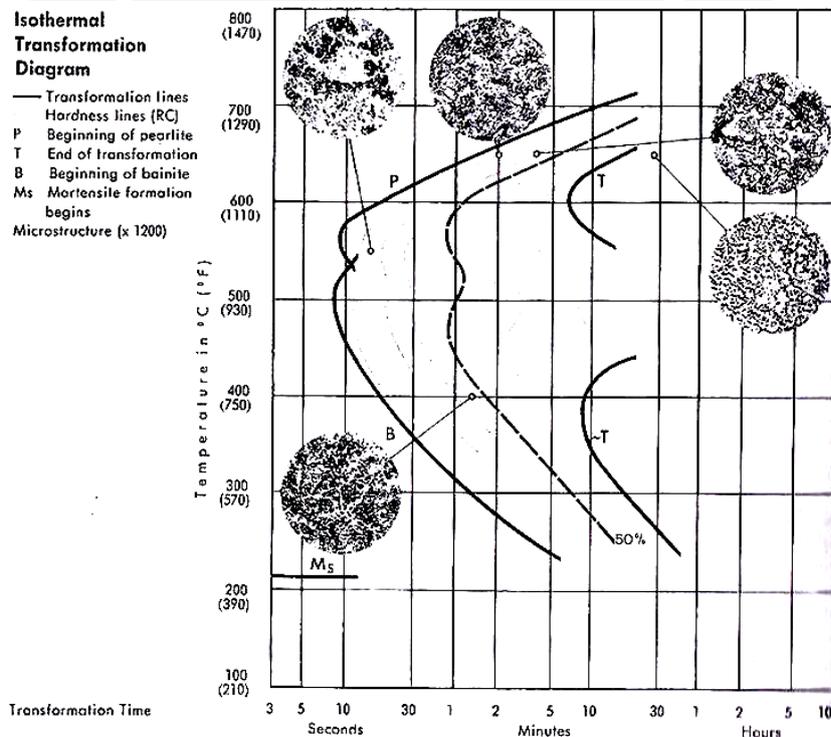


Figura 1.11 Diagrama de transformación del acero AISI O7.
(Diagrama obtenido de la referencia [6]).

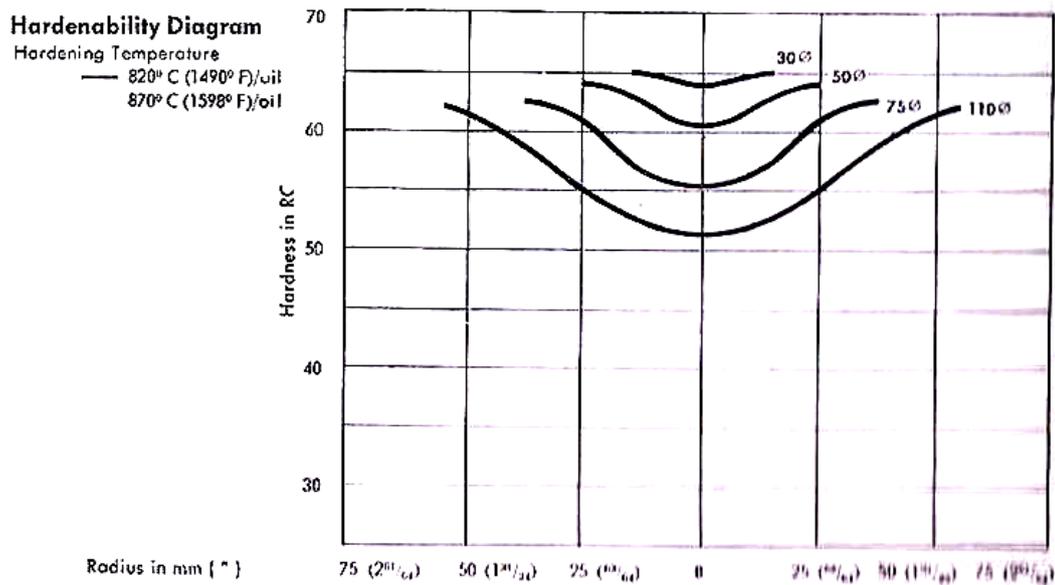


Figura 1.12 Diagrama de dureza del acero AISI O7.
(Diagrama obtenido de la referencia [6]).

AISI O1 (DIN 100 Mn Cr W 4): Amutit S o K 460 (denominación de Aceros Boehler). Tipo de aleación: C 0,95% Cr 0,5% V 0,12% W 0,6% Mn 1,1%. Acero especial, aleado de temple parejo y seguro con poca variación de medidas, excelente conservación de filo, buena resistencia al desgaste y magnífica tenacidad. Fácilmente maquinable (ver Figuras 1.13, 1.14 y 1.15).

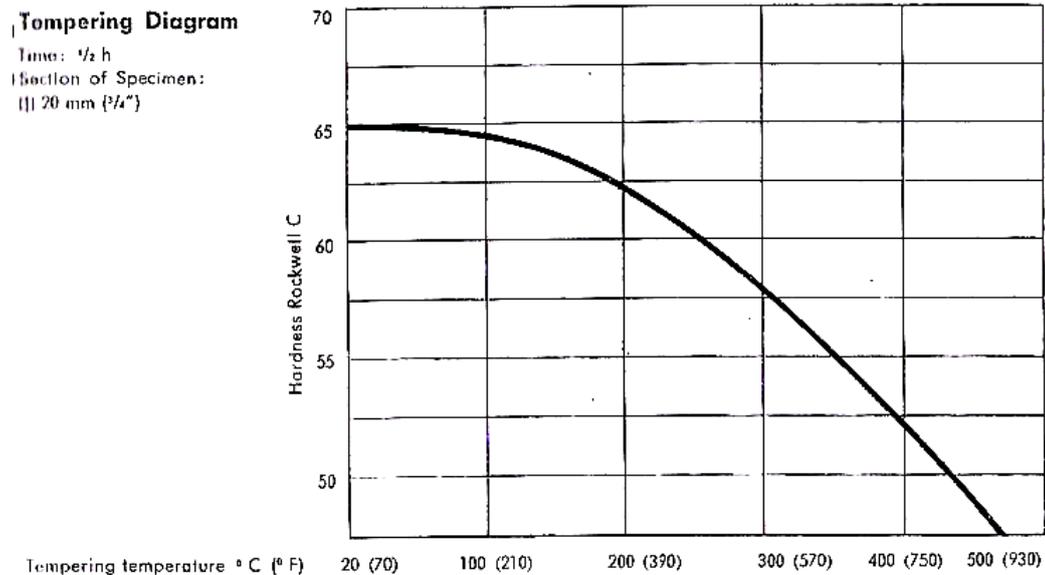


Figura 1.13 Diagrama de temple del acero AISI O1.
(Diagrama obtenido de la referencia [6]).

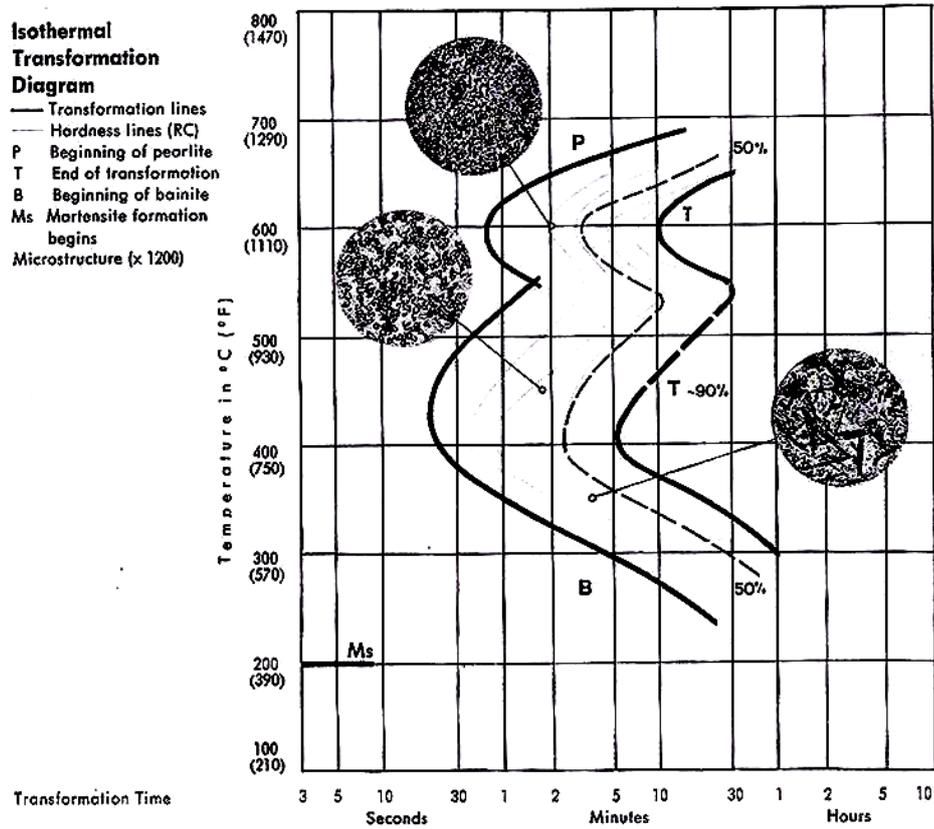


Figura 1.14 Diagrama de transformación del acero AISI O1.
 (Diagrama obtenido de la referencia [6]).

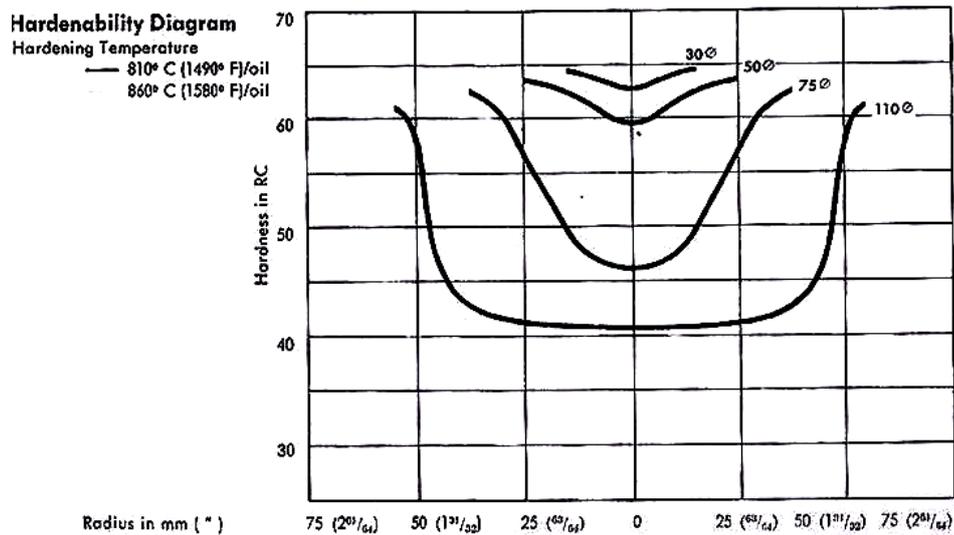


Figura 1.15 Diagrama de dureza del acero AISI O1.
 (Diagrama obtenido de la referencia [6]).

1.2 TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA.

Las transformaciones martensíticas se producen por movimientos cooperativos de átomos por medio de la interfase, produciendo desniveles en la superficie de la austenita. Una unidad martensítica crece en alguna dirección cristalográfica sin cruzar los bordes de grano de la fase original y no implican cambio de composición.

Luego de enfriarse, la aleación sobrelleva un pequeño cambio en su forma cuando la estructura cambia a martensita. La martensita es deformada en un gran porcentaje, sin embargo, dicha deformación es retenida hasta que el material se calienta, que es cuando se produce la recuperación de la forma. Luego del reenfriamiento, el material no recupera la forma espontáneamente, pero debe ser deformada deliberadamente si se quiere recobrar la forma deseada.

El producto de la transformación tiene la misma composición que la fase originaria pero su estructura es invariablemente distinta; con frecuencia, idéntica a una de las fases que sustituye, como se muestra en la Figura 1.16. Puesto que tiene la misma composición, no necesita que los átomos de la fase originaria se desplacen más de una distancia interatómica. Esto permite que las transformaciones martensíticas se produzcan con gran rapidez a velocidades del orden de las ondas elásticas (del sonido).

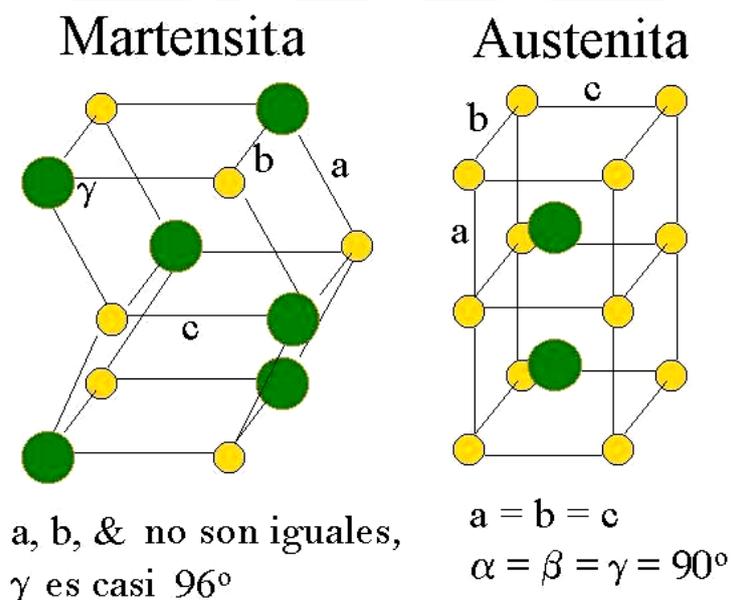


Figura 1.16 Estructuras de la martensita y la austenita.

(Gráfico obtenido de la referencia [15]).

El subenfriamiento es una condición necesaria para la iniciación de la transformación martensítica; pero las deformaciones, tanto plásticas como elásticas, pueden llegar a provocar la transformación a temperaturas en que la fase originaria es aparentemente estable. La formación de martensita tiene lugar, generalmente, por debajo de la temperatura de relajación de deformaciones en la fase originaria y, con objeto de disminuir la energía de deformación del nuevo sistema, la transformación se realiza de tal manera que exista un máximo de conformidad entre la fase originaria y la resultante; ésta es la razón de la forma astillada o acicular de la estructura martensítica.

Las martensitas nuclean por debajo de la temperatura que suele designarse como temperatura M_s , y lo hacen en el interior de los granos, propagándose hacia los límites en dos direcciones opuestas. El crecimiento lateral es máximo en el punto de iniciación y mínimo en el de la parada, de ahí también su forma acicular. Su crecimiento se detiene en límites de grano o en otras agujas que se interponen en su trayectoria; así, pueden distinguirse agujas de la primera, segunda o tercera generación. La intersección de agujas adyacentes suele tener según ángulos muy agudos, produciéndose así las formas en punta de flecha.

Las agujas o láminas de martensita representan soluciones sólidas sobresaturadas y, al calentar a temperatura por debajo del campo de la fase originaria, el sistema tiende a la condición de equilibrio precipitando soluto o una fase rica en él. Este es, precisamente, el fundamento de los tratamientos de revenido.

La martensita ocurre como un intercambio de plaquetas. La transformación no ocurre a una única temperatura, lo hace por encima de un rango de temperatura que varía con cada aleación. La transformación exhibe histéresis cuando los caminos de transformación en calentamiento y en enfriamiento no solapan como se muestra en la Figura 1.17, esta transformación histerética varía con el sistema de aleación.

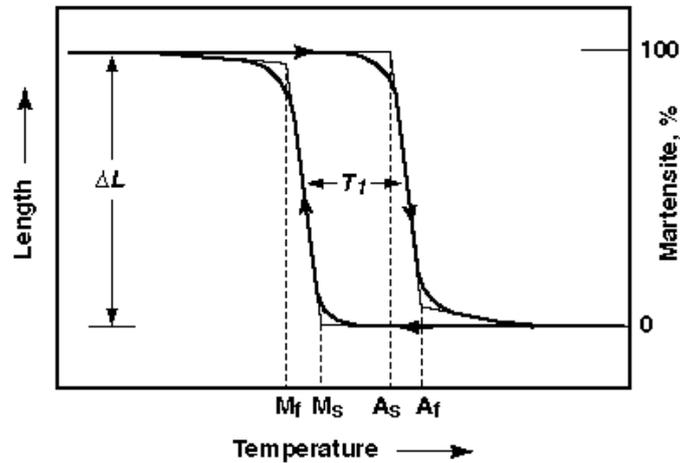


Figura 1.17 Típica curva de transformación versus temperatura para un espécimen sometido a una tensión constante mientras es enfriado y calentado. (Gráfico obtenido de la referencia [15]).

T_1 : histéresis.

M_s : comienzo de la transformación martensítica.

M_f : final de la transformación martensítica.

A_s : comienzo de la austenita.

A_f : final de la austenita.

Esta experiencia consiste en tomar una probeta sometida a tensión constante y por medio de calor producir una transformación de fase en ambos sentidos (ver Figura 1.18). Observaremos que la longitud de la probeta es la misma para diferentes temperaturas dependiendo del sentido de la transformación de fase. Dicho intervalo de temperatura es llamado histéresis.

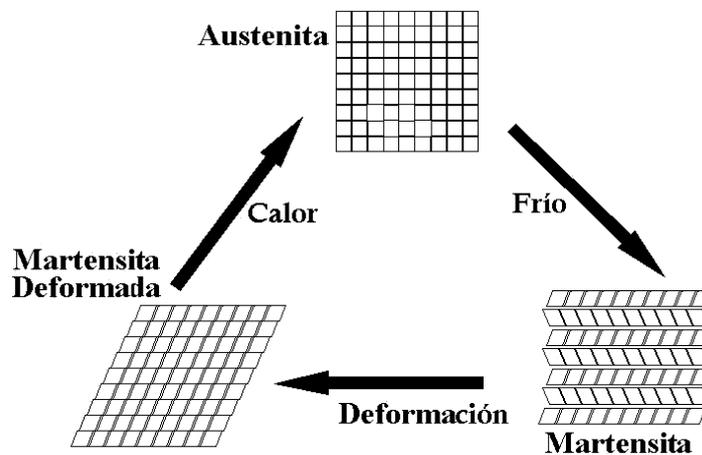


Figura 1.18 Esquema general del proceso de transformación (histéresis).

(Gráfico obtenido de la referencia [15]).

Hay dos tipos de reacción martensítica: termoelásticas y no termoelásticas.

Termoelásticas:

Las martensitas termoelásticas están caracterizadas por su baja energía e interfaces de deslizamiento, que pueden ser manejadas con cambios pequeños de temperatura o fuerza. Como una consecuencia de esto y de las restricciones debido a la pérdida de simetría durante la transformación, la martensita termoelástica es cristalográficamente reversible.

Durante el enfriamiento las placas de martensita crecen, si éste cesa, el crecimiento también lo hará, pero si continúa enfriando las placas continúan creciendo hasta chocar con otra o con un borde de grano.

Durante el calentamiento las placas se encogen hasta revertir totalmente a la orientación original.

No Termoelásticas:

Durante el enfriamiento las placas de martensita crecen hasta un cierto tamaño y no lo hacen más en los siguientes enfriamientos porque la interfase se inmoviliza.

Durante el calentamiento, la interfase inmovilizada no se revierte, pero en su lugar la fase de origen nuclea dentro de las placas de martensita, por lo tanto la placa no revierte como un todo a la orientación original.

1.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN LOS ACEROS DE HERRAMIENTA.

El tratamiento térmico consiste en calentar el acero a una temperatura determinada, mantenerlo a esa temperatura durante un cierto tiempo hasta que se forme la estructura deseada y luego enfriarlo a la velocidad conveniente. Los factores temperatura – tiempo deben ser muy bien estudiados dependiendo del material, tamaño y forma de la pieza.

Es el proceso al que se somete a los aceros para poder mejorar sus propiedades mecánicas, en especial la dureza, la resistencia y la tenacidad. Lo que hacen es modificar la microestructura de los aceros sin variar su composición química.

El objetivo del tratamiento térmico es darle a la pieza propiedades requeridas para procesos de transformación posteriores o para su aplicación final, además de controlar la cantidad, tamaño, forma y distribución de las partículas de cementita, que a su vez determinan las propiedades físicas del acero.

La diferencia de los aceros está en la composición química de la aleación que los forma y el tipo de tratamiento térmico a los que se les somete.

Los principales procesos por los que pasan los tratamientos térmicos en general son el temple y revenido.

1.3.1 Temple.

Su objetivo es aumentar la dureza y la resistencia de los aceros. Para ello, se calienta el acero a una temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior A_{cm} ó A_3 (entre 900 – 950°C), manteniéndolo ahí por un tiempo determinado para poder formar austenita.

Luego el acero es enfriado, según las características de la pieza, en agua, aceite o aire a una velocidad tal que la dureza aumenta de manera considerable debido a la formación de martensita.

Estos tratamientos de endurecimiento, que forman martensita, crean grandes tensiones internas en el metal, que se eliminan mediante el **revenido**, que consiste en volver a calentar el acero hasta una temperatura menor.

El cambio de austenita a martensita se produce en la última fase del enfriamiento, y la transformación se ve acompañada de un cambio de volumen que puede agrietar el metal si el enfriamiento es demasiado rápido. Se han desarrollado tres procesos

relativamente nuevos para evitar el agrietamiento. En el temple prolongado, el acero se retira del baño de enfriamiento cuando ha alcanzado la temperatura en la que empieza a formarse la martensita, y a continuación se enfría despacio en el aire. En el martempering, el acero se retira del baño en el mismo momento que el temple prolongado y se coloca en un baño de temperatura constante hasta que alcanza una temperatura uniforme en toda su sección transversal. Después se deja enfriar el acero en aire a lo largo del rango de temperaturas de formación de la martensita, que en la mayoría de los aceros va desde unos 300°C hasta la temperatura ambiente. En el austempering, el acero se enfría en un baño de metal o sal que se mantiene a la temperatura en que se produce el cambio estructural deseado, y se conserva en ese baño hasta que el cambio es completo, antes de pasar al enfriado final.

1.3.2 Revenido.

Después del temple el acero queda muy frágil, lo cual imposibilita su manejo pues se rompe con el mínimo golpe. Para compensar esta fragilidad se recomienda el revenido del acero.

El revenido sólo se aplica a los aceros templados para reducir los efectos del temple, de manera que se conserve parte de la dureza y poder aumentar la tenacidad. Al disminuir la dureza y la resistencia de los aceros templados, lo que se consigue es y mejorar la tenacidad, dejando al acero con la dureza o resistencia deseada.

Se aplican dos rangos de revenido a los aceros de herramienta, revenido a bajas temperaturas y revenido a altas temperaturas, existiendo entre ellos una zona prohibida de revenido donde se presenta una fragilidad superior a los rangos ya mencionados (250 – 450°C).

Revenido a temperaturas bajas: (180 – 250°C) aplicable a todos los aceros de trabajo en frío, sólo produce un distensionado y una ligera transformación de la martensita tetragonal resultante del temple.

Revenido a temperaturas altas: (500 – 550°C) aplicable a todos los aceros de alta aleación que presentan dureza secundaria, se realiza un revenido si no existiese austenita retenida a la salida del temple, dos revenidos si en el primer revenido se realiza toda la transformación de austenita posible, y tres revenido si la austenita retenida fuera muy difícil de transformar y hubiese transformación durante el segundo revenido.

A los procesos combinados de temple y revenido se les llama BONIFICADO.

A medida que la temperatura crece, se observa lo siguiente:

- Precipitación de carburos inestables y en consecuencia, reducción de las tensiones de la red (transición de martensita tetragonal a martensita cúbica).
- Transformación de la austenita residual.
- Precipitación de carburos estables.
- Esferoidización de carburos estables.

En el caso de los aceros con un contenido de aleación más alto, la transformación de la austenita residual en martensita y la formación de carburos especiales a temperaturas de revenido de 500°C o mayores, puede igualmente conducir a un nuevo incremento en la dureza (temple secundario). En el caso de un único tratamiento térmico, la martensita producida por la austenita residual se encuentra presente en el estado no revenido lo cual significa que se requiere un segundo e inclusive un tercer tratamiento de revenido (por ejemplo para acero rápidos y aceros para trabajo en caliente). En las Figuras 1.19, 1.20, 1.21 y 1.22 se observa el comportamiento durante el revenido de los aceros de herramienta, tanto de alta como de baja aleación.

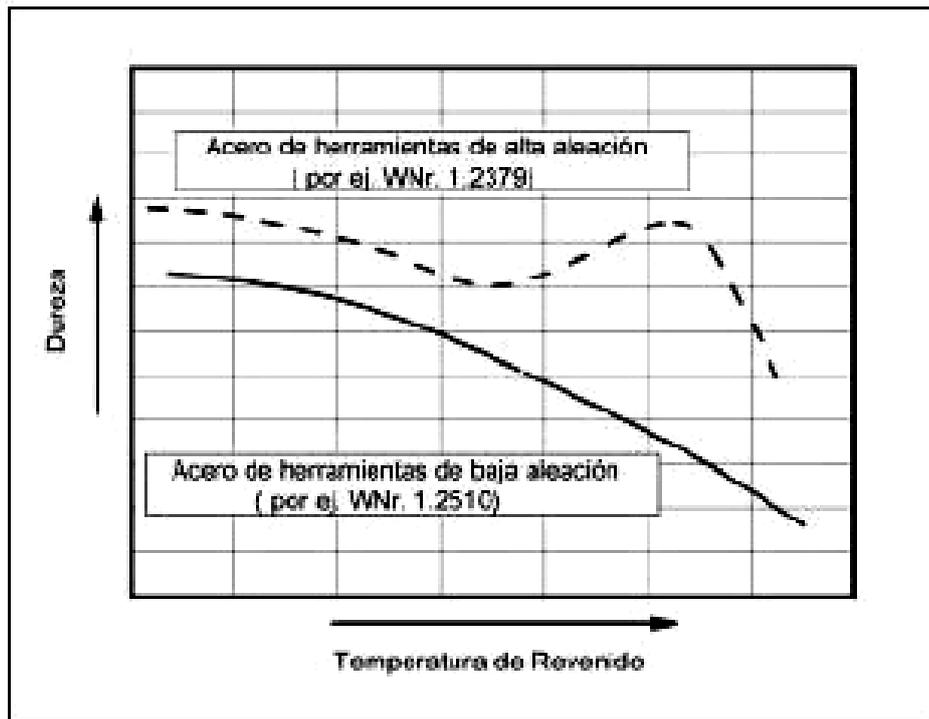


Figura 1.19 Comportamiento típico durante el revenido de los aceros de herramienta de alta y baja aleación. (Gráfico obtenido de la referencia [21]).

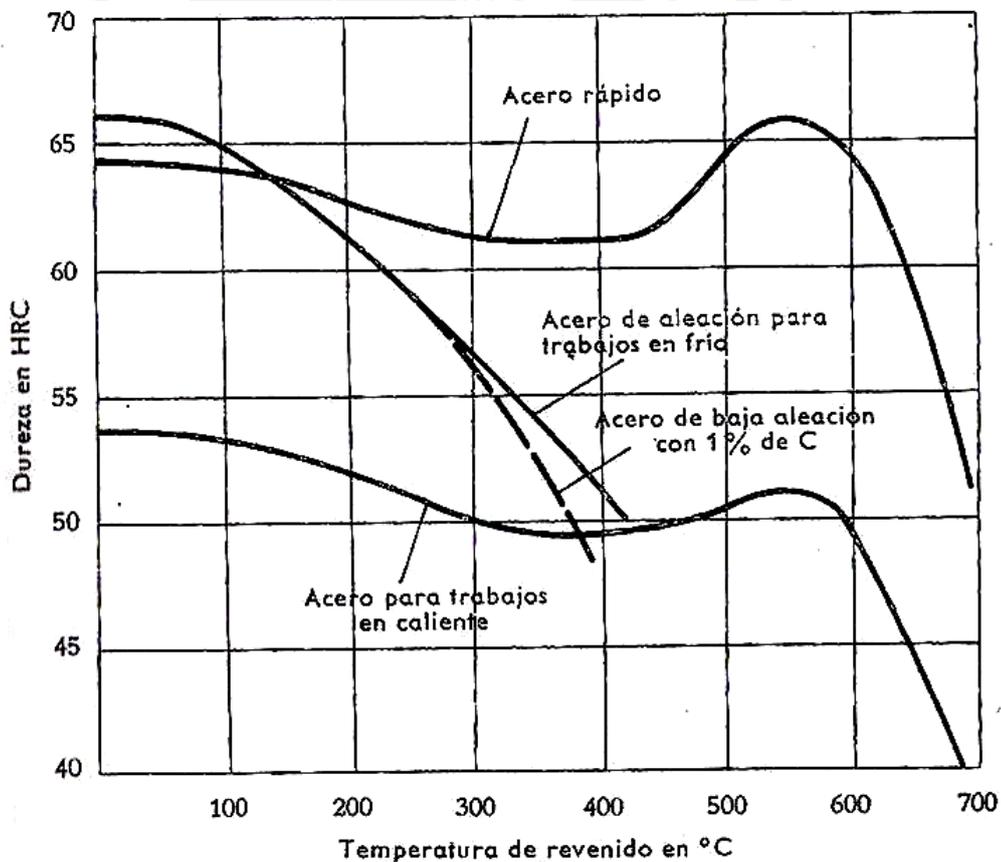


Figura 1.20 Dureza – Temperatura de revenido para distintos tipos de aceros de aleación. (Gráfico obtenido del catálogo de la referencia [7]).

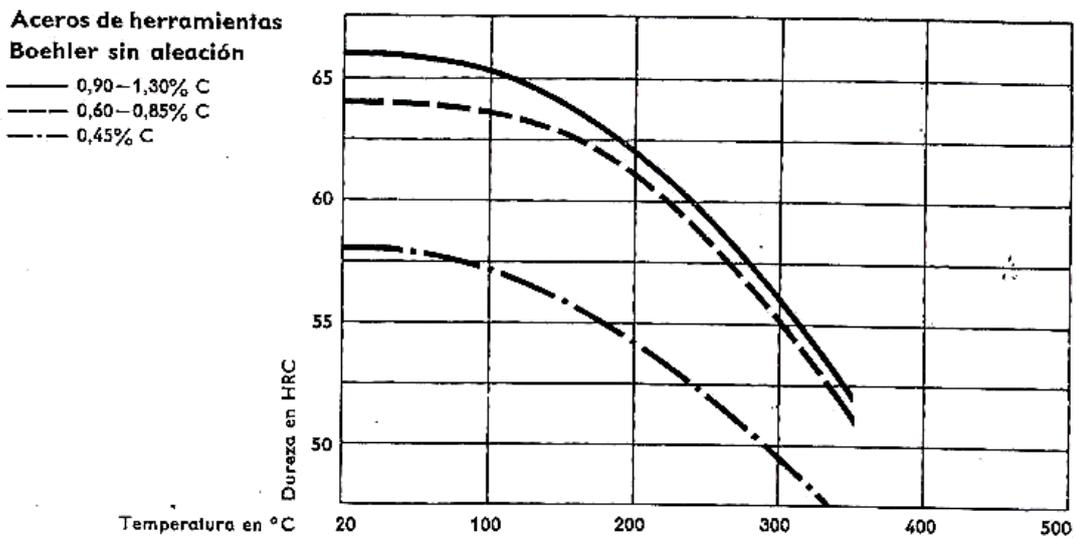


Figura 1.21 Dureza – Temperatura de revenido para distintos tipos de aceros sin aleación.
(Gráfico obtenido de la referencia [7]).

En la figura 1.22 se muestran los tratamientos adicionales usados en los aceros de herramienta.

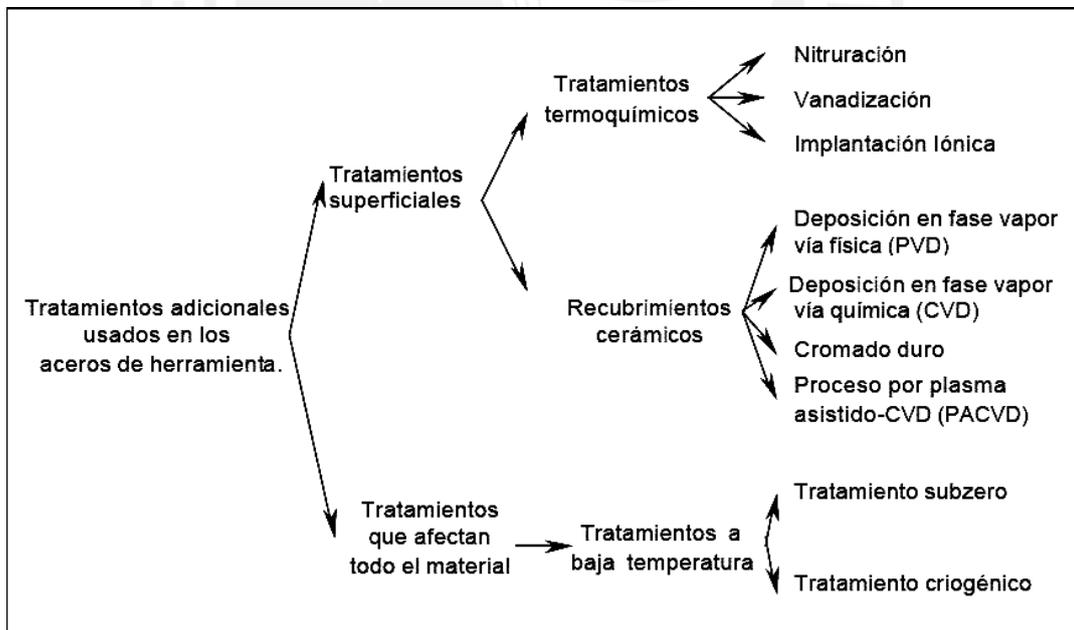


Figura 1.22 Tratamientos adicionales usados en los aceros de herramienta.
(Gráfico obtenido de la referencia [21]).

1.3.3 Tratamientos Criogénicos.

Los **tratamientos criogénicos** se realizan a temperaturas bajo cero, estos tratamientos continúan el proceso de templado. Su objetivo es transformar la mayor parte de austenita retenida en martensita. No son sustitutos de otros tratamientos térmicos, sino una extensión del ciclo térmico que involucra todo el material y no sólo su superficie.

Debemos tener en cuenta que algunos aceros, al ser sometidos a tan bajas temperaturas, sufrirán cierto riesgo de agrietamiento.

Con estos tratamientos podemos conseguir la mayor resistencia al desgaste, si se trata de una herramienta, así como su estabilidad dimensional. Los beneficios de este tipo de tratamientos son el incremento de la resistencia al desgaste, la vida útil de la herramienta y en algunos grados la dureza.

Un efecto significativo a tener en cuenta es el cambio dimensional que sufren las piezas, así como el aumento de dureza debido a la transformación de la austenita retenida en martensita.

Existen varios sistemas y criterios para realizar estos tipos de tratamientos. Se distinguen dos categorías dependiendo de la temperatura bajo cero alcanzada en el proceso.

- **Subcero:** Las piezas alcanzan una temperatura de -80°C , con utilización de hielo seco más alcohol.
- **Criogénico:** Las piezas alcanzan una temperatura de -193°C , con utilización de nitrógeno líquido.

Los tratamientos criogénicos se aplican en una gran cantidad de ámbitos como los mencionados a continuación:

Aplicaciones industriales: Aplicados a los aceros de herramienta para aumentar la resistencia al desgaste. Ejemplos: matrices, punzones, sierras, cuchillas o moldes.

Instrumentos musicales: En instrumentos de bronce o latón para mayor tonalidad y calidad de sonido. Ejemplos: trompetas, saxos, cuerdas de guitarra y piano.

Aplicaciones armamentísticas: Eliminación de la austenita retenida para así evitar los cambios dimensionales que se dan cuando se transforma durante la vida útil del arma. Ejemplos: cañones, rifles o revólveres.

Deportes: En el golf y el patinaje. Ejemplos: palos, cabezas y pelotas (golf), cuchilla de los patines de hielo.

Industria metalmecánica: Aplicados a los aceros que después del temple conservan todavía cierta cantidad de austenita retenida sin transformar. Ejemplos: herramientas de corte. La transformación de austenita retenida y la precipitación de carburos causan el aumento en la resistencia al desgaste.

1.4 ENSAYOS PROPUESTOS PARA MEDIR EL COMPORTAMIENTO DE LOS ACEROS EN SERVICIO Y EL GRADO DE TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA.

1.4.1 Desgaste.

El desgaste es la pérdida progresiva de material de la superficie en un cuerpo, esto se da como resultado de un movimiento relativo en la superficie. Esta pérdida ocasiona serios problemas en el funcionamiento de máquinas como también de grandes pérdidas económicas.

Existen varios tipos de desgaste, pero los más típicos son 4: desgaste abrasivo, desgaste adhesivo, desgaste debido a la corrosión y desgaste debido al impacto (ver Tabla 1.3).

TIPOS	DESCRIPCIÓN
Fricción	Desgaste mecánico producido por ROZAMIENTO ENTRE SUPERFICIES.
Abrasión	Desgaste mecánico producido ARRANQUE DE PARTÍCULAS.
Impacto	Desgaste mecánico producido por FISURAS Y ROTURAS.
Altas Temperaturas	Desgaste producido por DISMINUCIÓN DE LA DUREZA DE LOS ACEROS.
Químico	Desgaste producido por el DETERIORO DE LA MICROESTRUCTURA.

Tabla 1.3 Diferentes tipos de desgaste que existen. (Tabla obtenida de la referencia [24]).

El más común en la industria es el **desgaste por abrasión**, que ocurre cuando partículas sólidas y protuberancias son presionadas en contra de una superficie y son movidas a lo largo de ésta. Esto se observa en la Figura 1.23.

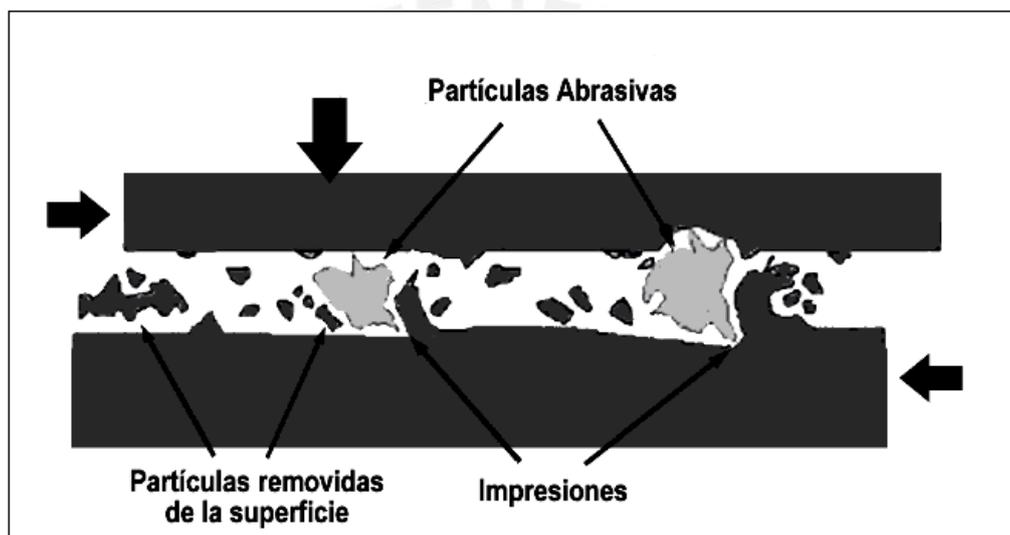


Figura 1.23 Desgaste abrasivo. (Gráfico obtenido de la referencia [22]).

Los factores que afectan al desgaste abrasivo son: la velocidad, la carga, la distancia recorrida, el acabado superficial del material atacado, la dureza y el abrasivo (características del grano abrasivo).

Si se incrementa la carga normal y la distancia del deslizamiento recorrida durante el ensayo, la pérdida de peso, bajo las mismas condiciones, también aumentará, sin embargo, este ensayo se presenta confiable si se mantienen todas las variables constantes.

El desgaste genera considerables pérdidas de materiales, recursos y tiempo, lo cual genera una disminución de la producción y conlleva a la pérdida de gran cantidad de

medios para su reparación, así como la elaboración o adquisición de nuevos elementos para su reemplazo.

Con el ensayo de desgaste, relativamente severo, podemos medir el comportamiento de los aceros en servicio determinando la resistencia a la abrasión en materiales metálicos que van desde una baja a muy alta resistencia a la abrasión.

La resistencia al desgaste de los metales y sus aleaciones está en función de su microestructura, la cual depende de la composición química y del ciclo térmico al que haya sido sometido.

1.4.2 Difracción.

La difracción es un fenómeno característico de las ondas, que consiste en la dispersión y curvado aparente de las ondas cuando encuentran un obstáculo. Ocurre en todo tipo de ondas, desde ondas sonoras, ondas en la superficie de un fluido y ondas electromagnéticas como la luz y las ondas de radio. También sucede cuando un grupo de ondas de tamaño finito se propaga; por ejemplo, por culpa de la difracción, un haz angosto de ondas de luz de un láser diverge finalmente en un rayo más amplio a una distancia suficiente del emisor.

El fenómeno de la difracción es un fenómeno de tipo interferencial y como tal requiere la superposición de ondas coherentes entre sí. Los efectos de la difracción disminuyen hasta hacerse indetectables a medida que el tamaño del objeto aumenta comparado con la longitud de onda.

La **difracción de rayos X** o **cristalografía de rayos X** es una técnica consistente en hacer pasar un haz de rayos X a través de un cristal de la sustancia sujeta a estudio. El haz se escinde en varias direcciones debido a la simetría de la agrupación de átomos y, por difracción, da lugar a un patrón de intensidades que puede interpretarse según la ubicación de los átomos en el cristal, aplicando la ley de Bragg.

La ley de Bragg permite estudiar las direcciones en las que la difracción de rayos X sobre la superficie de un cristal produce interferencias constructivas, dado que permite predecir los ángulos en los que los rayos X son difractados por un material con estructura atómica periódica (materiales cristalinos).

La interferencia es constructiva cuando la diferencia de fase entre la radiación emitida por diferentes átomos es proporcional a 2π . Esta condición se expresa en la ley de Bragg: $n\lambda = 2d\text{sen}(\theta)$, donde:

- n es un número entero.
- λ es la longitud de onda de los rayos X.
- d es la distancia entre los planos de la red cristalina.
- θ es el ángulo entre los rayos incidentes y los planos de dispersión.

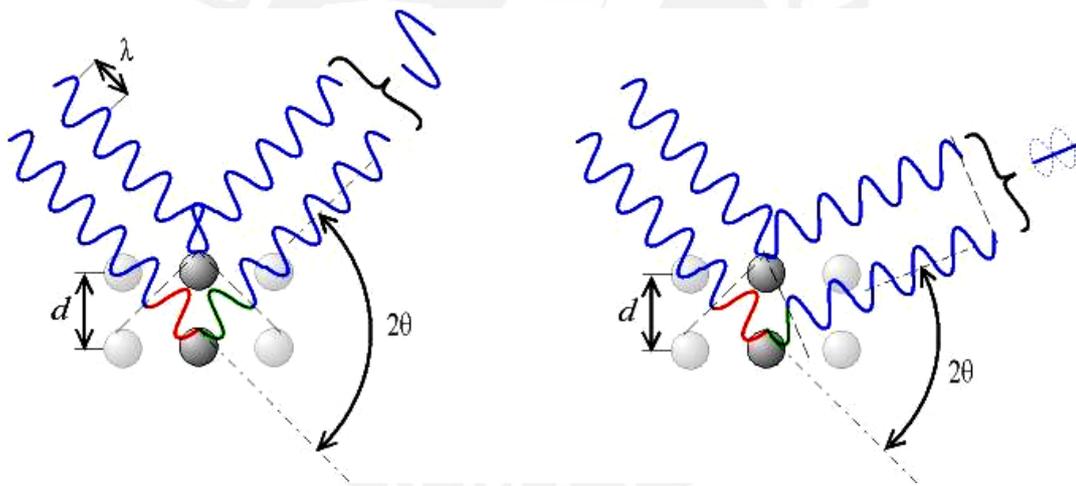


Figura 1.24 Cuando el ángulo de desviación es 2θ , el cambio de fase de las ondas produce interferencia constructiva (figura izquierda) o destructiva (figura derecha).

(Gráfico obtenido de la referencia [24]).

Se puede expresar esta ley considerando una analogía con un caso más simple. Consideremos que los planos cristalográficos son representados por espejos semitransparentes en los que la radiación incidente es reemitida en parte en cada uno de los planos. Las interferencias formadas entonces se rigen por la ley de Bragg. Hay que tener en cuenta que las ondas son dispersadas por átomos individuales alineados de manera periódica.

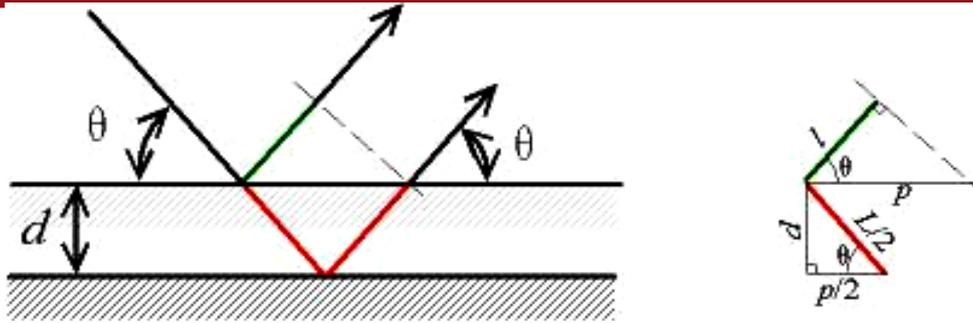


Figura 1.25 Interferencias producidas en una capa delgada de aire. Analogía con la ley de Bragg. (Gráfico obtenido de la referencia [24]).

Con el ensayo de difracción por rayos X se puede medir el grado de transformación martensítica de los aceros obteniendo como resultado la cantidad de austenita retenida y martensita que contiene el acero finalizados los tratamientos térmicos y criogénicos. El instrumento de medición que se utiliza en este ensayo se llama difractómetro de rayos X.

El difractómetro es un dispositivo diseñado para analizar la distribución de las intensidades difractadas en función del ángulo de difusión. La muestra es un agregado policristalino que cuenta con una cara plana sobre la cual incide un haz divergente de rayos X. Los haces difractados son analizados a través de una estrecha ranura de definición por un contador. Los pulsos producidos por este contador son amplificados por un circuito electrónico y se registran en un escalímetro digital o en un registrador gráfico. Esto se muestra en las Figuras 1.26 y 1.27.

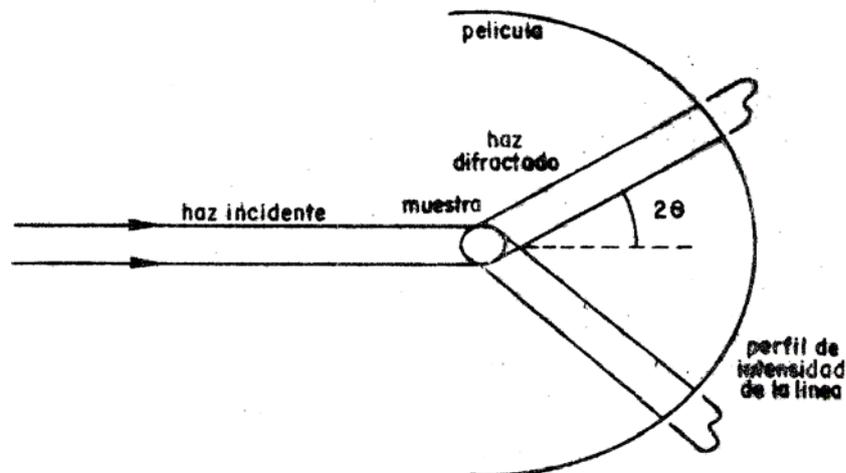


Figura 1.26 Asimetría de las líneas de difracción debida a la absorción de la muestra. (Gráfico obtenido de la referencia [9]).

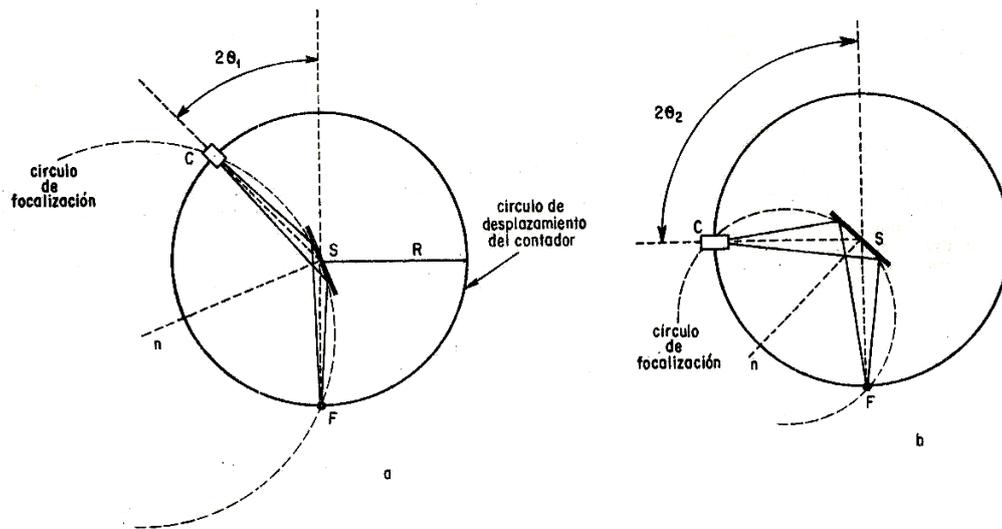


Figura 1.27 Geometría del difractómetro. La normal “n” a la muestra “S” biseca en todo momento el ángulo formado por el haz incidente y el haz difractado.

(Gráfico obtenido de la referencia [9]).

1.5 ÚLTIMOS ESTUDIOS EN TRATAMIENTOS CRIOGÉNICOS PARA ACEROS.

Aquí se presentan algunos resultados relacionados con la evidencia empírica que permitió la formulación de las hipótesis de trabajo. Es información conseguida de artículos de revistas y estudios realizados sobre la aplicación de la criogenia en aceros de herramientas.

En el artículo “Aplicación del Tratamiento Criogénico” de la revista ACERO STEEL North American Journal, revista oficial de la Cámara Nacional de la Industria del Hierro y del Acero de México, que se publicó a comienzos del año 2001, se realizó un estudio que presenta los resultados de una investigación sobre el aumento en la resistencia al desgaste de 10 tipos de aceros para herramientas [17].

Al exponer la martensita a temperaturas criogénicas por periodos prolongados se forman millones de carburos, cuya composición química depende de los elementos de aleación del material. Estos carburos hacen de la matriz una estructura más densa y homogénea, así como con mayor resistencia al desgaste.

Las hipótesis que se establecieron para este estudio fueron:

1° El aumento de la resistencia al desgaste (ΔR_w) de los aceros depende de la disminución del porcentaje de austenita retenida.

2° El incremento en la resistencia al desgaste (ΔR_w) depende de la cantidad de carburos formados, de acuerdo con la cantidad de elementos de aleación que contenga el material.

3° Una resistencia al desgaste (ΔR_w) superior depende del aumento de la microdureza Knoop de la matriz del material.

Después de realizados los tratamientos criogénicos, la resistencia al desgaste de los aceros de herramienta aumenta. Esto se puede apreciar en las Tablas 1.4 y 1.5 y en la Figura 1.28.

MATERIAL	Ms (°C)	Ms (°K)	I/Ms	ΔR_w
A ₂	180	453	0.002207506	22%
D ₂	220	493	0.002028398	75%
D ₃	235	508	0.001968504	8%
D ₆	230	503	0.001988072	0%
H ₁₃	330	603	0.001658375	50%
M ₂	212	485	0.002061856	17%
O ₁	200	473	0.002114165	26%
P ₂₀	305	578	0.001730104	20%
S ₁	310	583	0.001715266	36%
420	300	573	0.001745201	22%

Tabla 1.4 Relación de Ms con el aumento en la resistencia al desgaste de los aceros de herramienta.

(Tabla obtenida de la referencia [17]).

TIPO DE ACERO	% AUMENTO EN LA MICRODUREZA	RESISTENCIA AL DESGASTE R_w
A ₂	12.3%	22%
D ₂	0.0%	75%
D ₃	6.3%	8%
D ₆	1.2%	0%
H ₁₃	3.0%	50%
M ₂	4.7%	17%
O ₁	5.6%	26%
P ₂₀	8.2%	20%
S ₁	0.9%	35%
420	4.9%	22%

Tabla 1.5 Relación del aumento de la microdureza de la matriz con el aumento en la resistencia al desgaste. (Tabla obtenida de la referencia [17]).

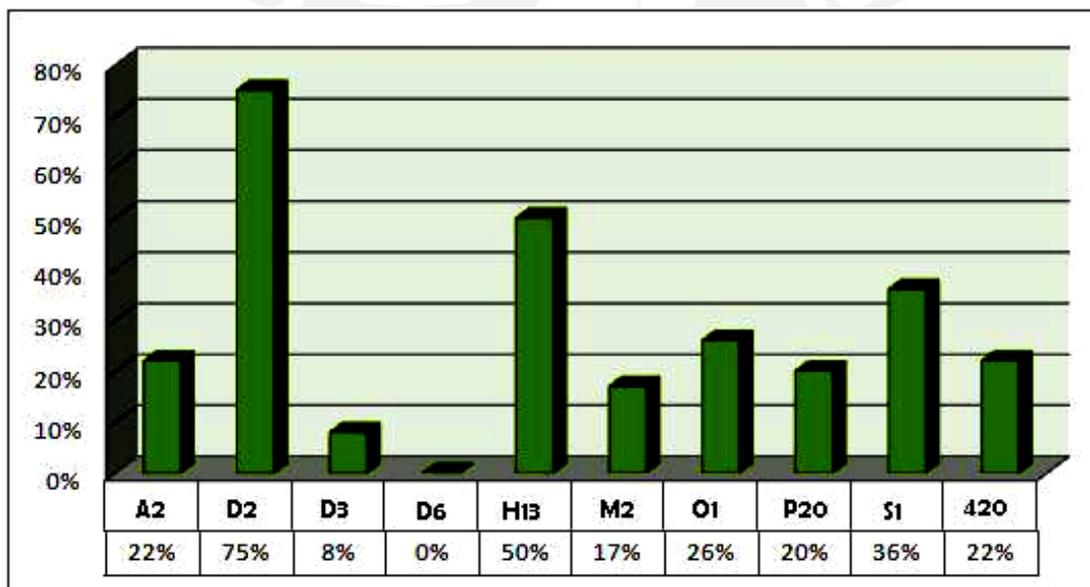


Figura 1.28 Aumento de la resistencia al desgaste con la aplicación del tratamiento criogénico. (Gráfico obtenido de la referencia [17]).

El tratamiento criogénico aumentó la resistencia al desgaste en la mayoría de los aceros para herramienta estudiados. Los aceros que por su composición química tienden a retener más austenita incrementan su resistencia al desgaste.

Los resultados de la aplicación del tratamiento criogénico son casi impredecibles, pues dependen de muchos factores como material, tratamiento térmico anterior, tipo de desgaste, parámetros del proceso, etc.

Otro estudio realizado sobre la aplicación de la criogenia en aceros de herramientas viene del Manual Brasimet de Tratamientos Térmicos e Engenharia de Superficie (Divisória B), Artigo 2B: 1-7, publicado en setiembre de 1998 por Luiz Roberto Hirschheimer, consideramos el artículo “Processo Sub-Zero”. En este artículo se estudia la relación de la austenita retenida con la dureza y la aplicación de los tratamientos criogénicos [16].

Analizando la Tabla 1.6 podemos reparar que cuando mayor es el porcentaje de carbono, más baja será la temperatura M_i , en consecuencia, mayor será el contenido de austenita retenida.

γ_R (%)	M_i (°C)	% C A TEMPERATURA M_i
5	297	0.56
10	234	0.71
15	197	0.79
20	171	0.85
25	151	0.90
30	134	0.94
35	120	0.97
40	108	1.00

Tabla 1.6 Relación de austenita retenida con el contenido de carbono y la temperatura M_i .

(Tabla obtenida de la referencia [16]).

Luego, de la Tabla 1.7 podemos concluir que los tratamientos criogénicos se utilizan para reducir la cantidad de austenita retenida en un acero previniendo su transformación posterior con efectos casi irreversibles. Vemos que cuando la temperatura es más baja, el contenido de austenita retenida es menor, es decir, el contenido de martensita es mayor

cuando la temperatura disminuye. A temperaturas más bajas de tratamiento criogénico, menor es el contenido de austenita retenida.

Mi (°C)	γ_R (%) A 25°C (%)	γ_R (%) A -70°C (%)	γ_R (%) A -120°C (%)
297	5	2.0	1
234	10	3.5	2
197	15	5.0	3
171	20	7.0	4
151	25	9.0	5
134	30	11.0	6
120	35	12.0	7
108	40	14.0	8

Tabla 1.7 Relación de austenita retenida con las temperaturas de los tratamientos criogénicos.

(Tabla obtenida de la referencia [16]).

A mayor contenido de austenita retenida, el material es más dúctil y con una dureza muy baja. Aplicando la criogenia se logró disminuir la austenita retenida y así aumentar la dureza del acero y disminuir su ductilidad. Esto se aprecia en la Tabla 1.8 para piezas cementadas.

CONDICIONES DE TRATAMIENTO	ACERO 15CrN16	ACERO 14NiCr14	ACERO 14NiCr18
Temple	778 ± 3	711 ± 3	635 ± 10
Temple + Revenido (180°C)	697 ± 5	631 ± 3	592 ± 4
Temple + Subcero (-196°C)	935 ± 14	898 ± 10	894 ± 3
Temple + Subcero (-196°C) + Revenido (280°C)	800 ± 1	750 ± 3	729 ± 5

Tabla 1.8 Dureza superficial de aceros cementados con 0.85% C en la superficie y con 0.6% C en el núcleo. (Tabla obtenida de la referencia [16]).

En el documento “SPECIAL EDITION Sub-zero Treatment of Steels Technology / Processes / Equipment” se estudió y demostró que vida útil de los aceros, su dureza y la resistencia al desgaste aumentan con aplicación de tratamientos criogénicos. Esto se observa en los resultados de las Tablas 1.9, 1.10 y 1.11 que se muestran a continuación.

Tooling	Average life before treatment	Average life after cryotreatment	Wear ratio
5-cm end mills used to cut C1065 steel	65 parts	200 parts	3.07
Hacksaw blades used to cut bosses on M107 shells	4 h	6 h	1.5
Zone punches used on shell casings	64 shells	5,820 shells	82.5
Nosing thread dies used in metal working	225 shells	487 shells	2.12
Copper resistance welding tips	2 weeks	6 weeks	3.0
Progressive dies used in metal working	40,000 hits	250,000 hits	6.25
Blanking of heat treated 4140 and 1095 steel	1,000 pieces	2,000 pieces	2.0
Broach used on a C1020 steel torque tube	1,810 parts	8,602 parts	4.75
Broaching operation on forged connecting rods	1,500 parts	8,600 parts	5.73
Gang milling T-nuts from C1018 steel with M2 Cutters	3 bars	14 bars	4.67
AMT-38 cut-off blades	60 h	928 h	15.4

Wear ratio is defined as $\frac{\text{Life After Treatment}}{\text{Life Before Treatment}}$

Tabla 1.9 Ejemplos de mejora de la vida de los aceros para herramienta usando la criogenia. (Tabla obtenida de la referencia [23]).

US steel designation and corresponding German standards	Description	At -79 °C (-110 °F)	At -190 °C (-310 °F)
AISI (USA) DIN (BRD)	<i>Materials that showed improvement</i>	In percent	In percent
D2 1.2379	High carbon/chromium steel	316	817
S7	Silicon tool steel	241	503
52100 1.3505	Bearing steel	195	420
O1 1.2510	Oil hardening cold work die steel	221	418
A10	Graphite tool steel	230	264
M1 1.3346	Molybdenum high speed steel	145	225
H13 1.2344	Hot work tool steel	164	209
M2 1.3341	Tungsten/molybdenum high speed steel	117	203
T1 1.3355	Tungsten high speed steel	141	176
CPM 10V	Alloy steel	94	131
P20 1.2330	Mold steel	123	130
440	Martensitic stainless steel	128	121
	<i>Materials without significant improvement</i>		
430	Ferritic stainless steel	116	119
303 1.4305	Austenitic stainless steel	105	110
8620 1.6523	Case hardening steel	112	104
C1020 1.0402	0.20 % carbon steel	97	98
AQS	Grey cast iron	96	97
T2	Tungsten high speed steel	72	92

Tabla 1.10 Incremento del porcentaje de resistencia al desgaste después de realizado un tratamiento criogénico. (Tabla obtenida de la referencia [23]).

Rockwell C hardness (HRC) with martensite contents of:

Carbon, %	50%	80%	90%	95%	99.9%
0.18	31	35	37.5	39	43
0.23	34	37.5	40.5	42	46
0.28	36.5	40.5	43	44.5	49
0.33	39	43.5	46.5	48.5	52
0.38	42	46	49	51	54
0.43	44	48	51	53.5	57
0.48	46.2	52	54	57	60

Tabla 1.11 Dureza del acero para varios porcentajes de martensita con diferentes contenidos de carbono. (Tabla obtenida de la referencia [23]).

1.6 PLANTEAMIENTO DEL TRABAJO DE INVESTIGACIÓN.

Se ha observado que en el ámbito industrial y/o académico nacional no se han realizado estudios para determinar cuánta austenita retenida contienen los aceros de herramienta para trabajo en frío después de realizado un tratamiento térmico estándar. Es conocido que para aplicaciones de trabajo en frío, la presencia de austenita retenida va en perjuicio de la vida útil de la herramienta, a pesar de la alta dureza y relativa buena tenacidad conseguidas en dichos tratamientos.

Se propone la realización de tratamientos criogénicos (tratamiento subcero a -80°C y tratamiento criogénico a -193°C) en estos aceros, ya que favorecen la desaparición de la austenita retenida en la estructura. La austenita, además de ser una estructura dúctil (blanda), puede transformarse en servicio en martensita produciendo fisuración. Con estos tratamientos se desea incrementar la dureza, resistencia al desgaste y estabilidad dimensional, lo que da un mayor rendimiento y vida útil al material. El objeto de los tratamientos criogénicos propuestos es la transformación de la mayor parte de austenita retenida obtenida en un tratamiento estándar.

El acero elegido para este proyecto es el **AISI D3 (DIN X 210 Cr 12)**, el cual es un acero para trabajo en frío para la fabricación de matrices de corte de gran demanda en la industria nacional (aplicación directa de esta tesis) y además es un acero de alta aleación

que produce un alto contenido de austenita retenida con tratamientos térmicos tradicionales (aporte académico).

Se desean comprobar con este proyecto las hipótesis mencionadas a continuación.

- Mediante un análisis por difracción de rayos X, determinar que la cantidad de austenita retenida es menor después de realizado un tratamiento criogénico comparado con un tratamiento convencional.
- A mayor contenido de austenita retenida, el material debe tener una dureza menor. Aplicando la criogenia se quiere aumentar la dureza del acero disminuyendo el porcentaje de austenita.
- A temperaturas más bajas de tratamiento criogénico, menor debe ser el contenido de austenita retenida.
- A menor temperatura de temple, debe haber menor contenido de austenita retenida en los aceros de alta templabilidad y viceversa.
- Después de realizados los tratamientos criogénicos, la resistencia al desgaste de los aceros de herramienta debe aumentar.

CAPÍTULO 2

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

2.1 MATERIAL DE ESTUDIO.

El presente estudio se refiere a un tipo de acero para herramientas de corte y estampado de alto rendimiento. Es bastante usado en la industria, su nombre comercial es K 100 o ESPECIAL K, su nomenclatura por norma es AISI D3 (DIN X 210 Cr 12). Se compone de 2% de carbono como máximo y 12% de cromo principalmente. En la Figura 2.1 se muestran sus características y aplicaciones, así como también su diagrama de dureza en función de la temperatura de revenido.

Este es un acero ledeburítico para trabajo en frío de alto carbono y alto cromo. Se le dice ledeburítico porque contiene un porcentaje de carbono mayor al 2%. Es de excelente resistencia al desgaste, excelente resistencia a la deformación por temple y de templabilidad profunda. Es deficiente en su tenacidad al impacto y maquinabilidad. Se usa mayormente para matrices de corte, cuchillas para guillotina, herramientas para roscar, dados de trefilación y herramientas para moletear.

Su composición química (valores aproximados en %) es la siguiente: C: 2,00; Si: 0,25; Mn: 0,35 y Cr: 11,50.



K 100	AISI : D3
ESPECIAL K	DIN : X 210 Cr 12
	W N°: 1.2080

Tipo de aleación : C 2.00 máx. Cr 12.0 %
 Color de identificación : Amarillo - Blanco
 Estado de suministro : Recocido 250 HB máx.

Marca standard de los aceros ledeburíticos al 12% de cromo para herramientas de corte y estampado de alto rendimiento.

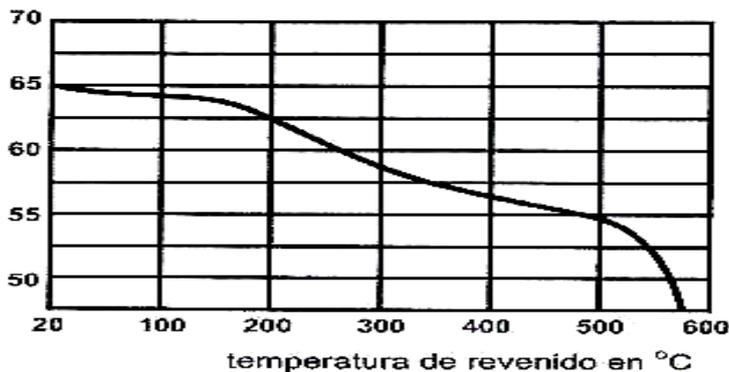
APLICACIONES: Matrices cortantes de alto rendimiento, hasta espesores de 8mm, rasquetas, cuchillas para guillotinas para cortar espesores hasta 4mm, herramientas para rebarbar, rodillos y peines para roscar, bordear, acanalar y moletear. Estampas y cuños para embutir en frío.

Dados para trefilar metales no ferrosos. Placas, moldes y cuños para la elaboración de materiales cerámicos muy abrasivos. Herramientas para prensar en la industria farmacéutica.

INSTRUCCIONES PARA EL TRATAMIENTO TÉRMICO

Forjar: 1050 - 850 °C
Recocer: (Enfriamiento lento en Horno) 800 - 850 °C
Templar: 940 - 970 °C
Enfriamiento: (Aceite, baño isotérmico)
Dureza Obtenible: al aceite 63 - 65 HRC
Revenir:

DUREZA RC



Duración del revenido: 1 hora
 Sección de la probeta: 20 mm.

Figura 2.1 Hoja técnica del acero K 100 (DIN D3).

(Referencia del catálogo de Aceros Bohler del Perú S.A.).

2.2 METODOLOGÍA.

El trabajo experimental se realizó de la siguiente manera:

- 1) Las probetas fueron concebidas por los requerimientos del análisis por difracción de rayos X y del ensayo de resistencia al desgaste tal y como se ven en la Figura 2.2.



Figura 2.2 Probetas maquinadas.

- 2) La parte 1 de la probeta mide: 1,5mm espesor x 2cm x 4cm y se diseñó para el análisis por difracción de rayos X. La parte 2 mide: 3mm espesor x 2cm x 6cm y se diseñó para los ensayos necesarios posteriores. En la Figura 2.3 se muestra el esquema de las probetas para este proyecto.

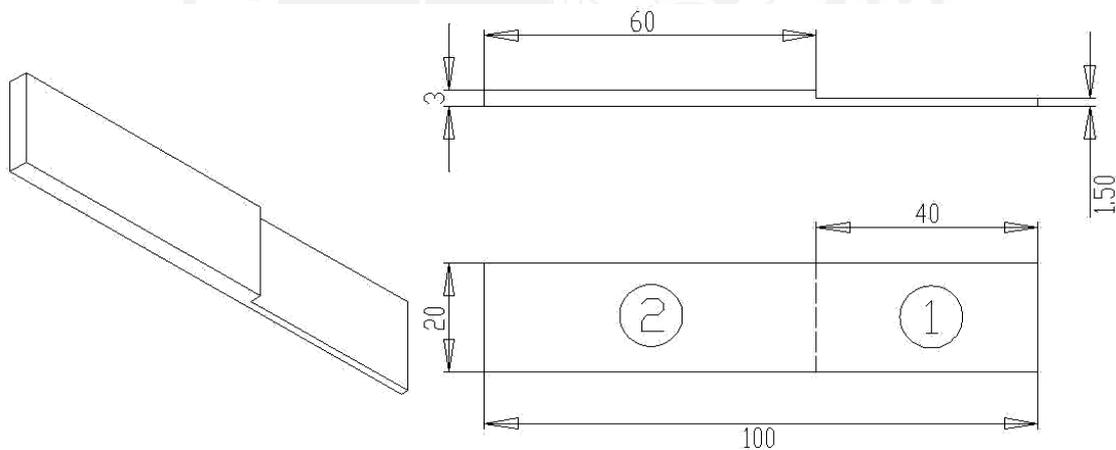


Figura 2.3 Esquema de las probetas a tratar térmicamente.

- 3) El análisis químico se realizó en el Laboratorio de Materiales de la **Pontificia Universidad Católica del Perú**. Con este análisis se determina el tipo de material y su composición química.
- 4) El maquinado de las probetas fue de acuerdo a las especificaciones de las Figuras 2.2 y 2.3, estos procesos se realizaron en la empresa **Industrias ELICAR E.I.R.L.**
- 5) El tratamiento térmico de temple a las probetas se efectuaron en **Aceros Boehler del Perú S.A.** para dos temperaturas: 940°C y 980°C.

- 6) Los tratamientos criogénicos (temple y criogenia) a las probetas se efectuaron también en **Aceros Bohler del Perú S.A.** para dos temperaturas: -80°C y -193°C .
- 7) El análisis por difracción de rayos X se realizó en **INGEMMET** (Instituto Geológico, Minero y Metalúrgico), después de realizado el temple estándar y los tratamientos criogénicos con las probetas tipo 1.
- 8) Finalmente, los ensayos de dureza, análisis metalográficos y ensayos de resistencia al desgaste con las probetas tipo 2 se ejecutaron en la **Pontificia Universidad Católica del Perú**.

2.3 OBTENCIÓN DE LAS PROBETAS DE ENSAYO A PARTIR DEL METAL BASE.

Se requieren dos procesos para la obtención de las probetas de ensayo:

1. Análisis químico.
2. Maquinado de probetas.

2.3.1 Análisis Químico.

El análisis químico fue realizado a través del Laboratorio de Materiales de la **Pontificia Universidad Católica del Perú**. Se requirió un trozo de 30mm x 30mm x 4mm de espesor.

El método de análisis químico utilizado es el de **Espectrometría de Emisión**.

Los resultados del análisis químico se presentan en la Tabla 2.1 que se muestra a continuación.

ELEMENTO	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
%	1,68	0,34	0,35	0,013	0,001	0,35	11,58	0,08	0,13

Tabla 2.1 Resultados del análisis químico.

De los resultados de este análisis, observamos que el acero analizado corresponde a un acero para herramientas (para trabajo en frío) de alto C y alto Cr.

2.3.2 Maquinado de Probetas.

El maquinado de las probetas se realizó en la empresa **Industrias ELICAR E.I.R.L.** El proceso seguido es el descrito a continuación.

1° Marcado de probetas y Corte: Se marcan las probetas con las medidas requeridas: 20mm x 100mm. Herramientas: rayador, una regla, un vernier y una tiza. Después de marcadas las probetas, se procede a cortarlas en la fresadora, a la vez que se fresan los cantos para poder tener rectitud en los lados.

2° Rebajes: Se realizaron dos rebajes en la fresadora. El primero en una cara de la probeta para llegar a las dimensiones finales requeridas: 20mm x 100mm x 3mm de espesor. Y el segundo, sólo se rebaja la parte de la probeta que se requiere tenga 1,5mm de espesor. De esta manera, se logra la forma final de las probetas como se mostró en la Figura 2.2.

2.4 TRATAMIENTOS TÉRMICOS.

En esta parte se comentarán los tratamientos térmicos realizados a las probetas y las distintas etapas de las que constan, tanto del ciclo tradicional de temple como también de los tratamientos criogénicos (que continúan el proceso de templado, ya que son una extensión del ciclo térmico) para aceros aleados.

Los tratamientos térmicos se dividieron en dos grupos: tratamiento térmico de temple estándar y tratamientos criogénicos.

2.4.1 Temple.

El tratamiento térmico de temple, se realizó con los siguientes procedimientos:

- 1) Inicialmente un recocido de distensión a 500°C el cual se mantuvo por 30 minutos.
- 2) A continuación, un enfriamiento lento al aire a temperatura ambiente que se mantuvo por 1 hora.
- 3) Luego se realizó un precalentamiento a 500°C durante 20 minutos.
- 4) En seguida, se llevó a la temperatura de temple requerida: 940°C ó 980°C (según sea el caso) por 20 minutos, como se puede observar en la Figura 2.4.



Figura 2.4 Horno de templado a 940°C ó 980°C (según sea el caso).

- 5) Después, se realizó el baño isotérmico introduciendo las probetas en un baño de sales a 170°C aproximadamente por 20 minutos, como se ve en la fotografía de la Figura 2.5.



Figura 2.5 Horno de baño de sales a 170°C.

- 6) Finalmente se enfría en aire hasta la temperatura de ambiente. Los esquemas del tratamiento térmico de temple para dichas temperaturas se muestran en las Figuras 2.6 y 2.7.

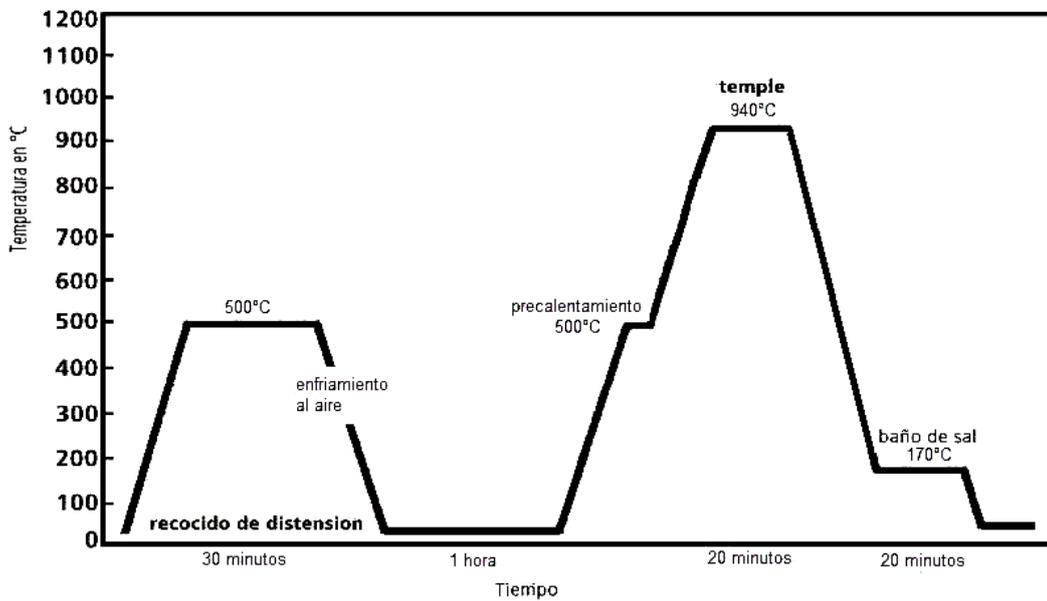


Figura 2.6 Esquema del tratamiento térmico de temple a 940°C.

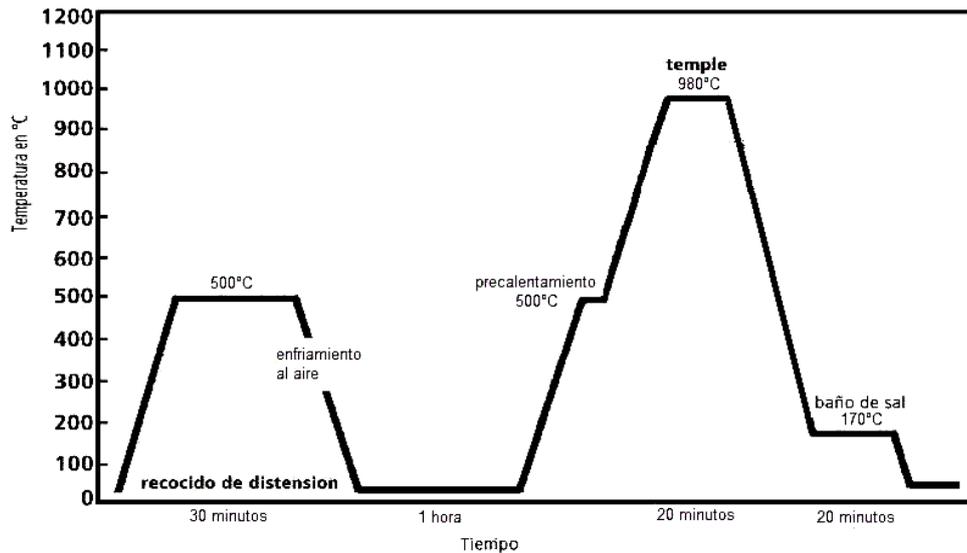


Figura 2.7 Esquema del tratamiento térmico de temple a 980°C.

2.4.2 Tratamientos Criogénicos.

Después del baño se sales, se enfría al ambiente para luego mantener por 1 hora aproximadamente en la temperatura requerida en cada caso: -80°C (tratamiento subcero) y -193°C (tratamiento criogénico). Posteriormente, se realiza un revenido final a 200°C y se enfría al ambiente.

Los esquemas de los tratamientos criogénicos para dichas temperaturas se muestran en las Figuras 2.8 y 2.9.

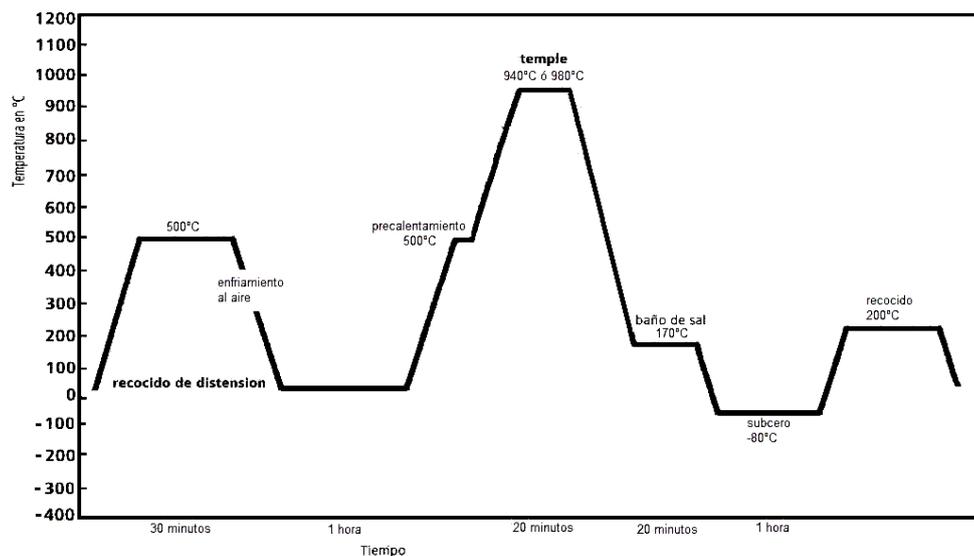


Figura 2.8 Esquema del tratamiento subcero a -80°C .

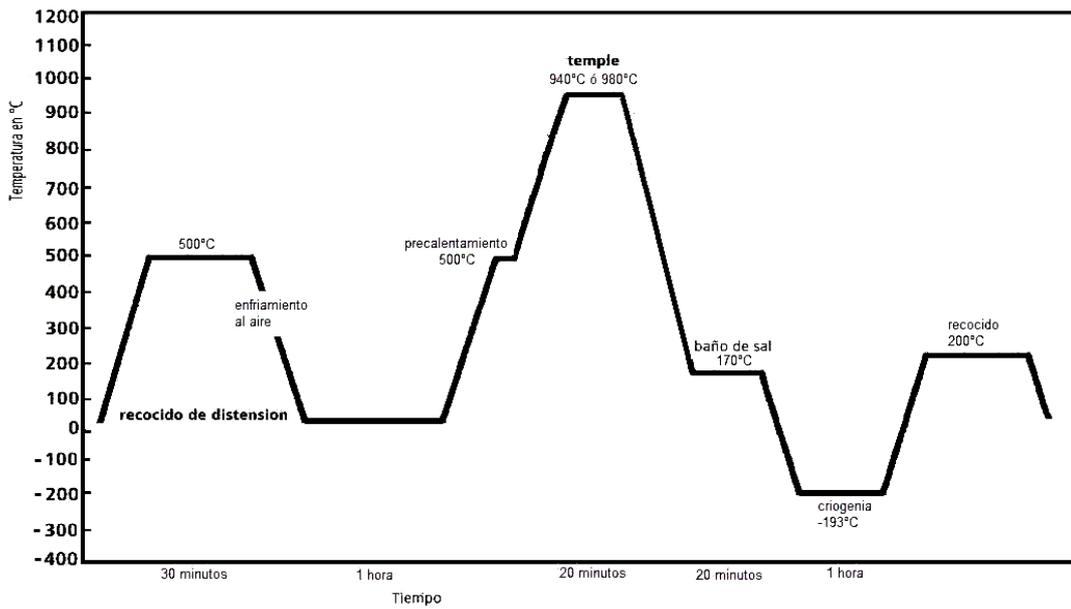


Figura 2.9 Esquema del tratamiento subcero a -193°C .

En la Tabla 2.2 se muestran las temperaturas aplicadas a cada probeta y en la Tabla 2.3 la forma en que se tratarán las probetas y la cantidad que se usará para las mismas.

TEMPERATURA DE TEMPLE	TIEMPO	TEMPERATURA DE CRIOGENIA	TIEMPO
940°C	20 min	–	1 hora
940°C	20 min	-80°C	1 hora
940°C	20 min	-193°C	1 hora
980°C	20 min	–	1 hora
980°C	20 min	-80°C	1 hora
980°C	20 min	-193°C	1 hora

Tabla 2.2 Temperaturas y tiempo a aplicar a cada probeta.

CÓDIGOS DE PROBETAS	TEMPERATURAS DE TRATAMIENTOS REALIZADOS A LAS PROBETAS	CANTIDAD DE PROBETAS
Sin T.T.	Estado de suministro (recocido)	1
4	940°C (temple convencional)	3
4s	940°C y -80°C (revenido final de 200°C)	3
4c	940°C y -193°C (revenido final de 200°C)	3
8	980°C (temple convencional)	3
8s	980°C y -80°C (revenido final de 200°C)	3
8c	980°C y -193°C (revenido final de 200°C)	3
8so	980°C y -80°C (sin revenido final)	1
8co	980°C y -193°C (sin revenido final)	1

Tabla 2.3 Cantidad de probetas a utilizar.

2.5 ENSAYOS.

En este apartado se describirán los ensayos que se realizaron a las probetas después de ser tratadas térmicamente, para poder así analizar los resultados y verificar las hipótesis planteadas inicialmente.

2.5.1 Análisis por Difracción de Rayos X.

Las probetas fueron concebidas por los requerimientos de este análisis. Se requieren probetas de las siguientes dimensiones: 20mm x 40mm x 1,5mm espesor (ver Página 42).

Para el análisis se utilizó un ánodo (target) de Cu en un difractómetro (instrumento de gran precisión en el cual los haces difractados se registran electrónicamente) SHIMADZU modelo XRD – 6000, con energía de 40 Kv y 30 mA.

2.5.2 Ensayo de Dureza.

El procedimiento de ensayo se realizó de acuerdo a la norma ASTM E18: “Norma de ensayo para Dureza Rockwell y Rockwell Superficial en Materiales Metálicos”.

Se utilizaron probetas de 60mm x 20mm x 3mm de espesor sometidas a los tratamientos térmicos antes mencionados.

Se empleó la escala Rockwell C (HRC) con una pre carga de 10 kgf (98 N) y una carga adicional de 140 kgf (1373 N), siendo la carga total de 150 kgf (1471 N) como se muestra en la Figura 2.10. En este ensayo se utilizó un indentador de diamante y se realizaron un total de tres medidas por cada muestra ensayada.

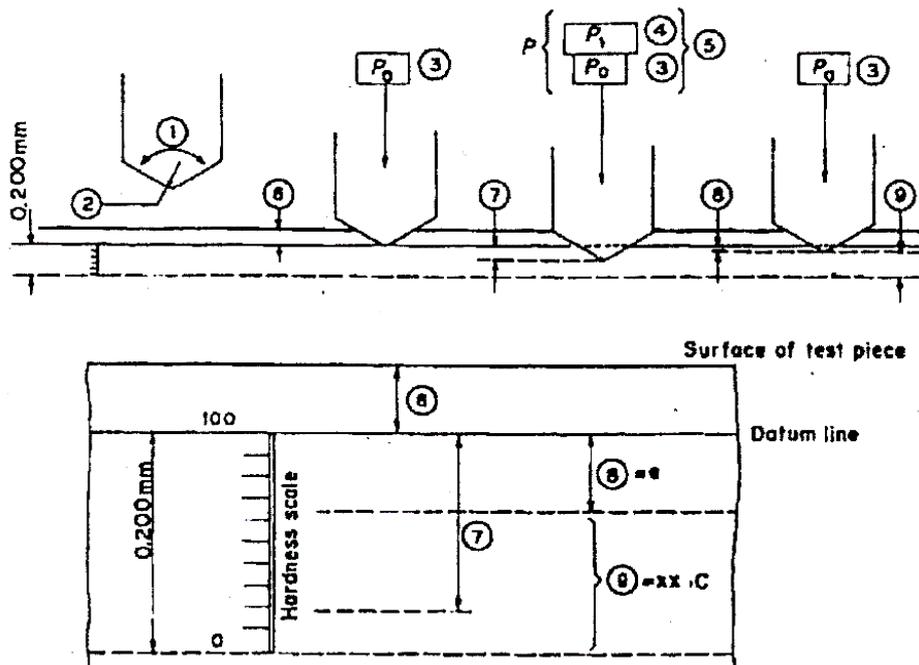


Figura 2.10 Ensayo de dureza Rockwell C con indentador de diamante.

(Gráfico obtenido de la norma ASTM E18 - 03).

Número	Símbolo	Designación
1	---	Ángulo de la punta del indentador de diamante (120°).
2	---	Radio de curvatura en la punta del cono (0,200 mm).
3	P_0	Carga preliminar de ensayo = 10 kgf (98 N).
4	P_1	Carga adicional = 140 kgf (1373 N).
5	P	Carga total de ensayo = $P_0 + P_1 = 10 + 140 = 150$ kgf (1471 N).
6	---	Profundidad de penetración bajo la carga de ensayo preliminar antes de la aplicación de la carga principal.
7	---	Incremento de la profundidad de penetración bajo la carga principal.
8	e	Incremento permanente en la profundidad de penetración bajo la carga preliminar después de retirar la carga principal, el incremento es expresado en unidades de 0,002 mm.
9	xx HRC	Dureza Rockwell C = $100 - e$

Tabla 2.4 Símbolos y definiciones asociados con la Figura 2.10.

(Tabla obtenida de la norma ASTM E18 - 03).

La máquina para la realización de este ensayo fue una Wilson Rockwell, Series 2000, Rockwell 2002 T del Laboratorio de Materiales de la PUCP (ver Figura 2.11).



Figura 2.11 Máquina para el Ensayo de Dureza Rockwell C.

Procedimiento del ensayo:

- 1) Lo primero a realizar después de que el soporte o el indentador hayan sido colocados, será la calibración de la máquina con apropiados bloques estandarizados de dureza. Las dos primeras indentaciones realizadas no serán tomadas en cuenta.
- 2) La probeta debe ser sujeta de tal manera que no ocurra desplazamiento durante el ensayo.

- 3) Poner en contacto el indentador con la superficie de la probeta y aplicar la pre carga en dirección perpendicular a la superficie sin impacto o vibraciones.
- 4) Establecer la posición de referencia e incrementar la carga adicional de ensayo, sin impacto ni vibraciones, en un período de 1 a 8 segundos, con lo cual se obtiene la carga total del ensayo dada por la escala de dureza.
- 5) Manteniendo la pre carga del ensayo, retirar la carga adicional de acuerdo al tiempo especificado.
- 6) Durante la realización del ensayo, el aparato deberá ser protegido de choques o vibraciones.
- 7) El número de dureza Rockwell es determinado por la diferencia de profundidades de penetración y es leído directamente.
- 8) Después de cualquier cambio, ya sea retiro o reemplazo del indentador o el soporte, se debe estar seguro que el indentador (o el nuevo soporte) esté correctamente colocado en su posición.
- 9) La distancia entre el centro de dos indentaciones adyacentes debe ser por lo menos tres veces el diámetro de la indentación.

2.5.3 Análisis Metalográficos.

El Análisis Metalográfico se realizó en el Laboratorio de Materiales de la **Pontificia Universidad Católica del Perú**.

Los procedimientos de ensayo se realizaron de acuerdo a las normas ASTM E3: “Preparación de Especímenes Metalográficos” y ASTM E407: “Método de Ensayo para Microestructuras de Metales y sus Aleaciones”.

Este análisis fue realizado por microscopía óptica y luego mediante técnicas de microanálisis empleando microscopía electrónica de barrido (SEM). El microscopio electrónico empleado fue un ASPEX Modelo 20 kV de la marca R. J. Lee.

Se necesita una preparación muy cuidadosa de la superficie metálica. La descripción del procedimiento metalográfico empleado se presenta a continuación.

1° *Desbaste:* Se realiza el proceso de desbaste, el cual permite remover las partículas del material usando la amoladora de desbaste. La preparación mecánica metalográfica de las probetas se lleva a cabo mediante la aplicación de etapas sucesivas de desbaste por vía húmeda, empleando para ello papel abrasivo de Carburo de Silicio de granulometría 240, 320, 400 y 600, sucesivamente.

2° *Pulido:* Luego se procede al pulido de las probetas en tres etapas iguales, las cuales consisten en un pulido con alúmina de 1 micra en suspensión acuosa con una duración de 30 segundos cada una.

3° *Ataque químico:* Las probetas pulidas fueron sometidas a una limpieza ultrasónica empleando baños de agua y detergente, agua limpia y posteriormente alcohol. Inmediatamente se enjuaga nuevamente en agua y se procede al secado de las probetas para así poder aplicar el reactivo químico finalmente (ver Figura 2.12).



Figura 2.12 Probetas listas para pasar al microscopio óptico.

4° *Toma de fotografías:* Se procede a colocar cada muestra en el microscopio óptico para la obtención de las fotografías. La tomas fueron realizadas para tres aumentos: 200 X, 500 X y 1000 X (ver Figura 2.13).



Figura 2.13 Toma de fotografías en el microscopio óptico.

2.5.4 Ensayo de Resistencia al Desgaste.

Este ensayo de desgaste se obtiene de la norma ASTM G65: “Método de Ensayo Estandarizado para Evaluar la Abrasión Usando una Rueda de Caucho con Arena Seca” [22].

Consiste en un chorro de arena sílice seca, usada como abrasivo, la cual es alimentada para entrar en contacto entre una superficie plana de la probeta y un anillo de caucho que recubre una rueda mediante un peso muerto conseguido por un mecanismo de palanca, como se muestra en la Figura 2.14. El ensayo transcurre mediante un periodo de tiempo necesario y el desgaste se mide a través de la pérdida de volumen, la cual se logra de manera indirecta tomando la pérdida de masa y la densidad previamente calculada.

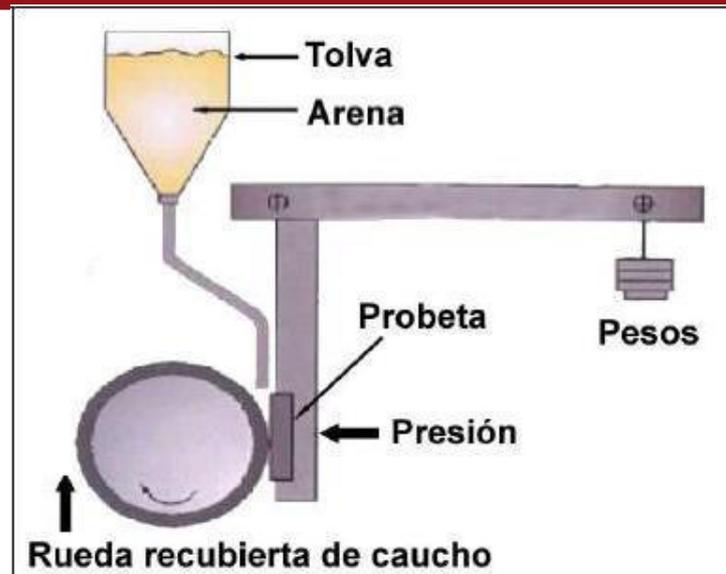


Figura 2.14 Esquema de la máquina de ensayo ASTM G 65.
(Gráfico obtenido de la referencia [22]).

Se pide que las probetas sean de forma rectangular con las siguientes dimensiones: 76,2mm x 25,4mm x 12,7mm (3" x 1" x 1/2"). El espesor puede variar de 3,2mm a 12,7mm. Las otras dimensiones pueden ser variadas, siempre y cuando se asegure que la integridad de la huella de abrasión quede dentro de la probeta. La superficie de la probeta deberá ser plana.

El procedimiento empleado es el Procedimiento B, con una carga 130 N (30 lb) y un tiempo de 10 minutos de duración del ensayo para cada probeta.

Procedimiento del ensayo [13]:

- 1) Se seca el abrasivo (arena) por lo menos a 100°C durante una hora antes del ensayo, luego se colocará en la tolva de la máquina teniendo cuidado con evitar respirar la polvareda que se suelte en el ambiente.
- 2) Se procede a lijar la probeta. Se usará papel de carburo de silicio o lijas para asegurarse de eliminar toda partícula extraña antes de proceder con el ensayo.
- 3) Se procede a la limpieza de la probeta. Se usará cualquier tipo de solvente para su limpieza, luego se secará con papel. Asegurarse de eliminar toda partícula extraña antes de proceder con el ensayo, incluyendo el solvente que se pudiera filtrar dentro de los granos.

- 4) Se coloca la probeta durante 10 minutos en un recipiente con acetona dentro del limpiador ultrasónico como se muestra en al Figura 2.15, para luego secarla con el secador eléctrico.



Figura 2.15 Limpieza ultrasónica. (Gráfico obtenido de la referencia [22]).

- 5) Se pesará la probeta con una precisión de 0.0001 gramos (ver Figura 2.16).



Figura 2.16 Balanza digital con una precisión de 0,0001 gramos.

- 6) Se toma la dureza de la rueda de caucho antes de cada ensayo. Esta toma de durezas se hará con un durómetro Shore en la escala A de acuerdo al método del ensayo ASTM D 2240 (Extracto de ASTM vol. 03.02). Se deberán tomar un mínimo de 4 mediciones a 90° de separación entre ellas. Las medidas deberán estar en un rango entre 58 y 62 Shore A. La lectura de datos se hará 5 segundos después de la indentación (ver Figura 2.17).



Figura 2.17 Medida de dureza por el método Shore A.
(Gráfico obtenido de la referencia [22]).

- 7) Asegurar la probeta al extremo de la palanca por medio de sus mordazas.
- 8) Poner las pesas necesarias para el procedimiento (A, B, C, D o E) adecuado al material a desgastar.
- 9) Fijar el tiempo estimado para el procedimiento en el temporizador dentro del sistema de control, esto se calculará de acuerdo a la longitud de desgaste, dependiendo del procedimiento y el diámetro de la rueda.
- 10) Abrir el flujo másico de arena y no comenzar el ensayo hasta obtener un flujo uniforme (Figura 2.18 a) y turbulento del abrasivo (Figura 2.18 b), además se deberá observar que la boquilla de la tobera de descarga no se obstruya (Figura 2.18 c).

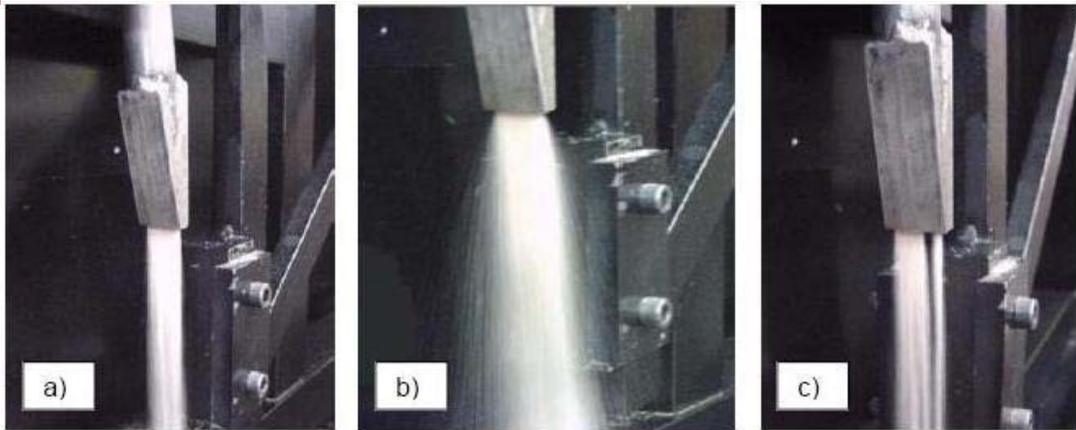


Figura 2.18 a) Flujo uniforme laminar de arena, b) flujo turbulento de arena, c) obstrucción de la boquilla. (Gráfico obtenido de la referencia [22]).

- 11) Medir el flujo másico durante al menos un minuto.
- 12) Encender el motor de la máquina y soltar el seguro, llevando la palanca suavemente a la posición de contacto con el flujo de abrasivo (Figura 2.19), teniendo cuidado en que el contacto sea lo más tangente posible. Esto se logra aflojando los pernos del motor y de las planchas deflectoras de aire, para luego deslizarlos hasta garantizar la mejor tangencia posible en el contacto rueda – abrasivo – probeta.



Figura 2.19 Rueda recubierta en contacto con la probeta sometida al flujo de abrasivo. (Gráfico obtenido de la referencia [22]).

- 13) Medir las revoluciones del motor directamente a través del eje motriz, como se muestra en la Figura 2.20 y anotarlo en la hoja de datos.

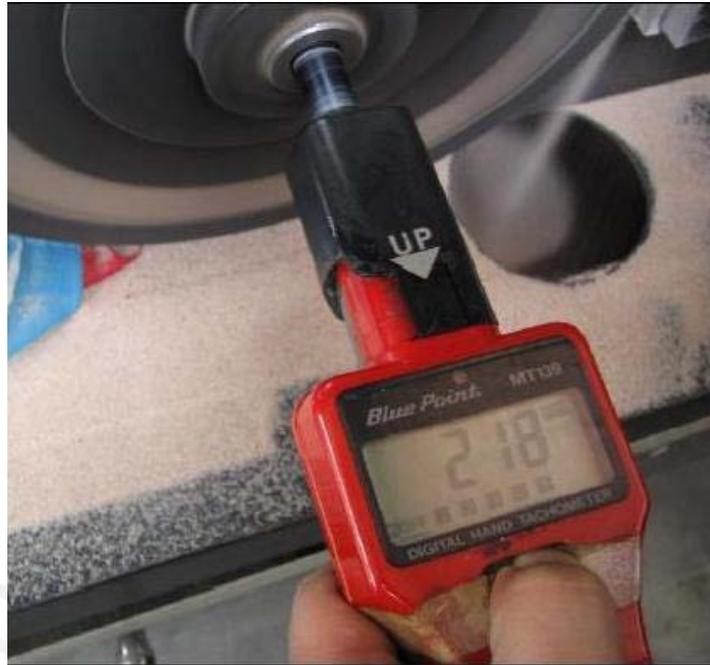


Figura 2.20 Medición de las RPM de la rueda de caucho.
(Gráfico obtenido de la referencia [22]).

- 14) Cerrar totalmente la máquina y observarla durante al menos 5 minutos para ver algunas posibles fugas de polvillo que se suelta del abrasivo.
- 15) Dejar que proceda el ensayo.
- 16) Al apagarse el motor se procederá a abrir la máquina con sumo cuidado ya que el polvillo es peligroso para la salud.
- 17) Se coloca la palanca en la posición de reposo.
- 18) Se mide el flujo másico de abrasivo antes de cerrarlo. Se promediará junto con la medida tomada antes de comenzar el ensayo.
- 19) Se procede a liberar la probeta de sus mordazas.
- 20) Se debe tomar en cuenta que no se podrá comenzar otra prueba hasta que el recubrimiento de caucho adquiriera nuevamente la temperatura ambiente.
- 21) Se pesa la probeta con una precisión de 0.0001 gramos. Previamente se limpiará de acuerdo a los puntos 4 y 5.
- 22) Se observa la huella de desgaste, en caso que la huella no sea uniforme, se deberá alinear mejor la rueda y verificar su forma antes de proceder a otro

ensayo, ya que esto afecta los resultados de la prueba. En la medida de lo posible se deberá repetir el ensayo.

23) Finalmente se anotan los datos necesarios dentro del reporte que se muestra en la Tabla 2.5.

ENSAYO DE DESGASTE DE ARENA SECA CON RUEDA RECUBIERTA DE CAUCHO SEGÚN PROCEDIMIENTO ASTM G-65						
CALIFICACIÓN DE LA MÁQUINA:			FECHA:			
MATERIAL DE REFERENCIA:			CANTIDAD:			
VOLUMEN DE DESGASTE AJUSTADO (PROMEDIO):			COEFICIENTE DE VARIACIÓN:			
INFORMACIÓN DEL ENSAYO						
DESCRIPCIÓN DEL MATERIAL:			DIÁMETRO DE RUEDA:			
TRATAMIENTO TÉRMICO:			ANCHO DE RUEDA:			
DUREZA:			DUREZA DE LA RUEDA:			
PREPARACIÓN DE SUPERFICIE:						
PROBETA N°:		1	2	3	4	5
CARGA DE LA PRUEBA (N)						
REVOLUCIONES DE LA RUEDA:						
FLUJO DE ARENA (g/min)						
MASA INICIAL (g)						
MASA FINAL (g)						
PÉRDIDA DE MASA (g)						
DENSIDAD (g/cm ³)						
PÉRDIDA DE VOLUMEN, mm ³ (pérdida de masa/densidad)*1000						
VOLUMEN DE DESGASTE AJUSTADO						
COMENTARIOS:						
COMPañÍA:			ANALISTA:		FECHA:	

Tabla 2.5 Reporte del ensayo de desgaste abrasivo de bajo esfuerzo.

(Tabla obtenida de la referencia [22]).

CAPÍTULO 3

RESULTADOS Y ANÁLISIS.

3.1 ANÁLISIS POR DIFRACCIÓN DE RAYOS X.

El espectro típico obtenido por el análisis por difracción de rayos X se ve en las Figuras 3.1 y 3.2 (Anexo I).

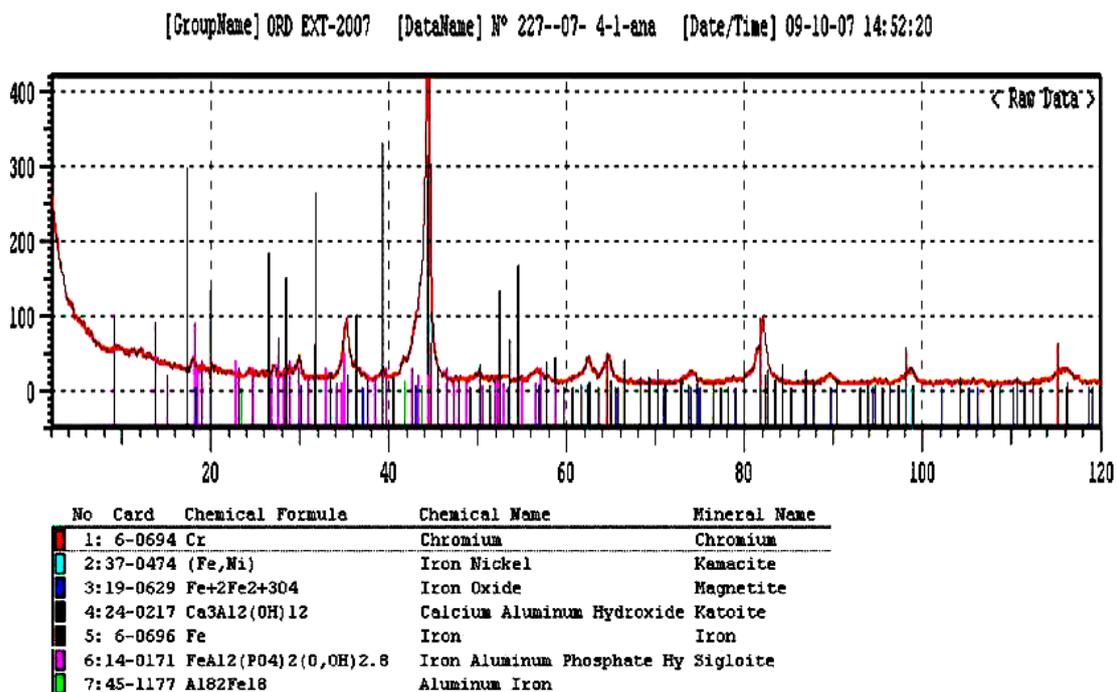


Figura 3.1 Espectro típico del material tratado térmicamente (muestra 4).

[GroupName] ORD EXT-2007 [DataName] N° 227--07- 8-1-ana [Date/Time] 09-10-07 10:50:07

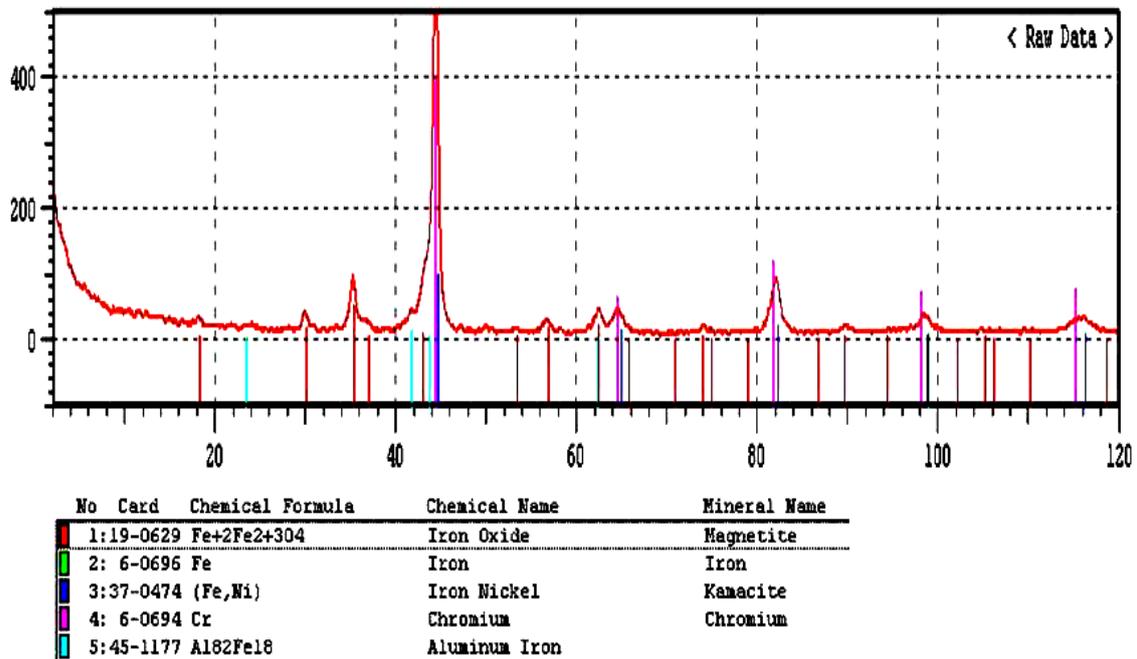


Figura 3.2 Espectro típico del material tratado térmicamente (muestra 8).

En una primera evaluación de las Figuras 3.1 y 3.2, la resolución usada por el espacialista del INGEMET, no permitió analizar la presencia de austenita retenida en las probetas, ya que la distribución angular recorrida por el goniómetro, 0° a 120°, entregó como data un barrido espectral muy amplio con poca resolución de la zona de interés. En una segunda evaluación, se focalizó el barrido del goniómetro para la detección del plano (1 1 1) de la estructura FCC (tetragonal centrada en las caras) de la austenita y del plano (1 1 0) de la estructura BCC (tetragonal centrada en el cuerpo) de la martensita en el rango de ángulos del barrido desde 45° a 54°. El nuevo espectro típico se muestra en las Figuras 3.3 y 3.4 y en las Tablas 3.1 y 3.2 (Anexo II).

*** Basic Data Process ***

Group Name : ORD EXT-2008
 Data Name : N° 001-08 4 1
 File Name : N° 001-08 4 1.PKR
 Sample Name : METAL
 Comment : UNIVERSIDAD CATOLICA DEL PERU

#	Strongest	3 peaks					
no.	peak	2Theta	d	I/I1	FWHM	Intensity	Integrated Int
	no.	(deg)	(Å)		(deg)	(Counts)	(Counts)
1	5	50.4500	1.80748	100	0.47000	44	1105
2	8	52.5933	1.73875	41	0.32000	18	302
3	1	45.1800	2.00529	16	0.10000	7	42

#	Peak Data List						
no.	peak	2Theta	d	I/I1	FWHM	Intensity	Integrated Int
	no.	(deg)	(Å)		(deg)	(Counts)	(Counts)
1	45.1800	2.00529	16	0.10000	7	42	
2	47.5800	1.90959	5	0.04000	2	7	
3	49.5500	1.83818	7	0.10000	3	23	
4	49.8200	1.82885	14	0.18000	6	63	
5	50.4500	1.80748	100	0.47000	44	1105	
6	51.1600	1.78405	7	0.08000	3	23	
7	51.8400	1.76223	2	0.00000	1	0	
8	52.5933	1.73875	41	0.32000	18	302	



Palermo Cartas
 Ing. PALERMO CARTAS G.
 Lab. de Rayos X y Anál. Metalúrgica
 INGEMMET

Tabla 3.1 Tabla de datos del espectro típico del material tratado térmicamente de 45° a 54° (muestra 4).

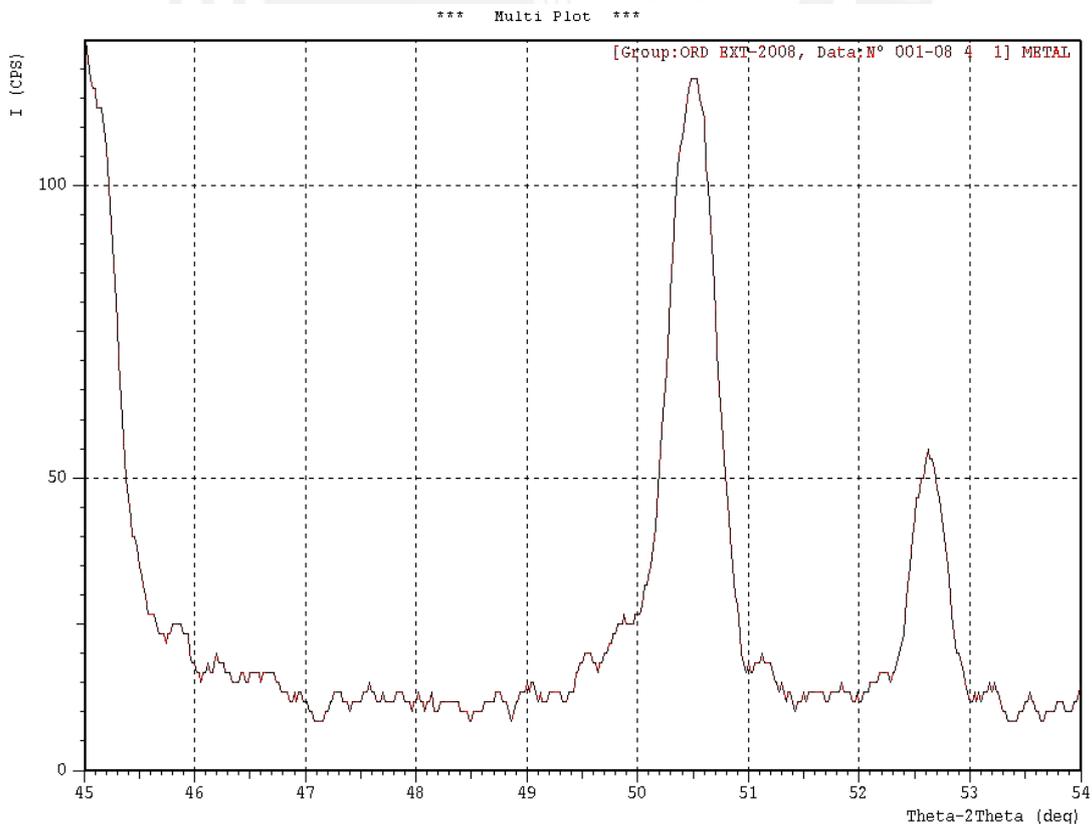


Figura 3.3 Espectro típico del material tratado térmicamente de 45° a 54° (muestra 4).

*** Basic Data Process ***

Group Name : ORD EXT-2008
 Data Name : N° 001-08 8 1
 File Name : N° 001-08 8 1.PKR
 Sample Name : METAL
 Comment : UNIVERSIDAD CATOLICA DEL PERU

Strongest 3 peaks

no.	peak no.	2Theta (deg)	d (Å)	I/I1	FWHM (deg)	Intensity (Counts)	Integrated (Counts)	Int
1	7	50.4450	1.80764	100	0.43000	32	825	
2	8	52.5450	1.74024	38	0.41000	12	251	
3	6	49.6300	1.83540	16	0.14000	5	55	

Peak Data List

peak no.	2Theta (deg)	d (Å)	I/I1	FWHM (deg)	Intensity (Counts)	Integrated (Counts)	Int
1	46.2100	1.96296	6	0.18000	2	22	
2	46.6600	1.94507	13	0.16000	4	38	
3	47.5050	1.91243	13	0.13000	4	30	
4	48.5200	1.87477	9	0.08000	3	41	
5	49.2300	1.84938	6	0.06000	2	20	
6	49.6300	1.83540	16	0.14000	5	55	
7	50.4450	1.80764	100	0.43000	32	825	
8	52.5450	1.74024	38	0.41000	12	251	
9	53.2100	1.72005	9	0.06000	3	18	
10	53.6400	1.70727	13	0.28000	4	67	



[Signature]
 Excmo. PALERMO CARRASCO S.
 Labo. de Rayos X y Anál. Multielemental
 INGEMMET

Tabla 3.2 Tabla de datos del espectro típico del material tratado térmicamente de 45° a 54° (muestra 8).

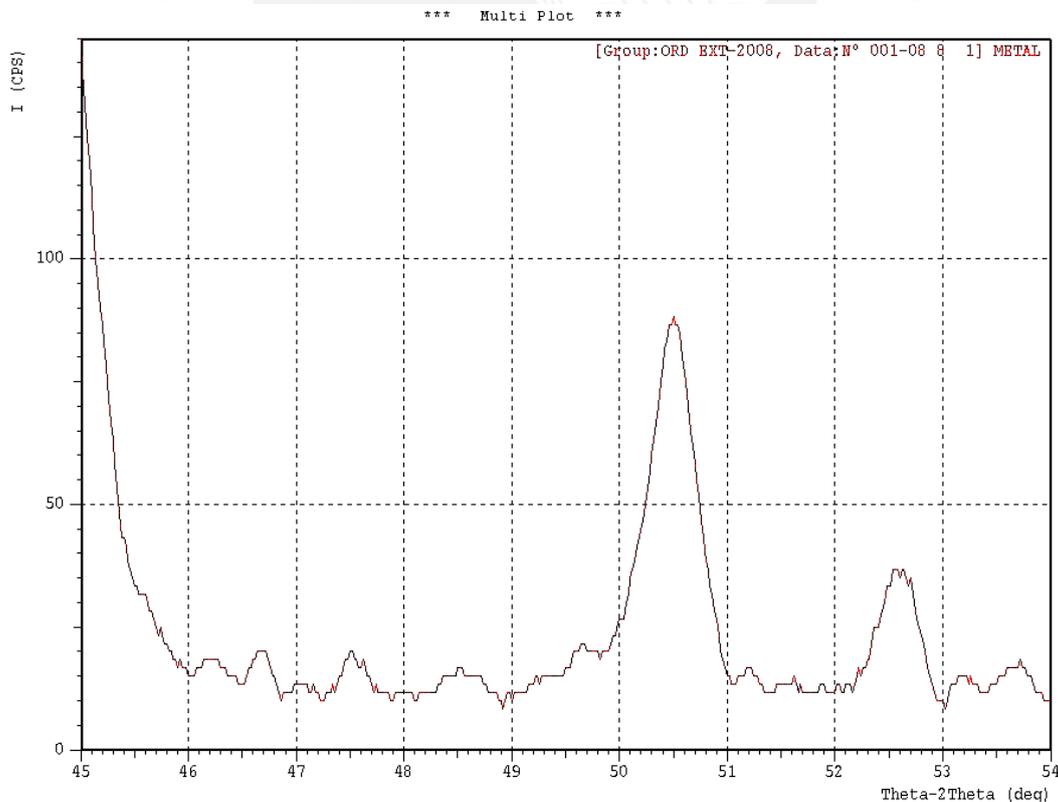


Figura 3.4 Espectro típico del material tratado térmicamente de 45° a 54° (muestra 8).

Para poder determinar los porcentajes relativos de austenita residual y martensita que contienen las muestras, se pueden seguir dos caminos:

1. Relación de áreas geométricas a partir de la microestructura y de dureza de acuerdo con los diagramas de fase.
2. Cálculo con el número de cuentas registrado para cada pico registrado para cada plano a partir de la data del difractograma (Método CNEA).

4.1.1 Relación de áreas geométricas a partir de la microestructura y dureza con diagramas de fase.

Primero debemos cuantificar el contenido de carbono según los diagramas de fase. Para esto usamos las Figuras 3.5 y 3.6 que se presentan a continuación para el acero de estudio.

De la Figura 3.5, para un acero de 12%Cr, obtenemos que el máximo %C que puede contener la austenita pura es de 0.9%. Esta es la situación más desfavorable ya que a mayor %C, mayor es el contenido de carburos, por lo tanto, hay más austenita residual.

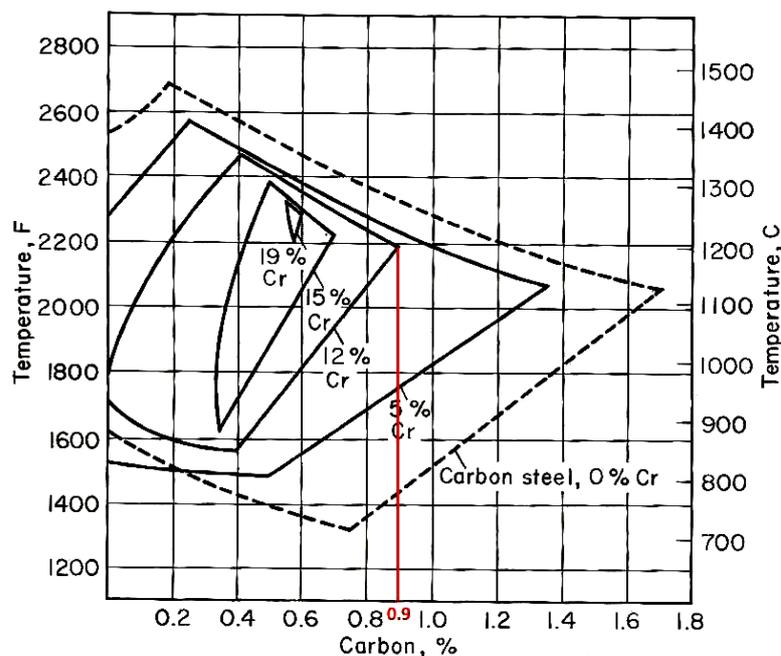


Figura 3.5 Efecto de diversos contenidos de cromo en los límites del carbono para austenita pura a elevadas temperaturas. (Gráfico obtenido de la referencia [5]).

Para las temperaturas de temple empleadas (940°C y 980°C), el %C aproximado es de 0.6%, pero teóricamente no debería formarse austenita residual en este caso, por lo tanto optamos por el caso más crítico, mencionado líneas arriba.

De lo anterior se cumple que:

$$\gamma_{\%C} = \gamma_r + \text{Martensita (Austenita Residual + Martensita)}$$

$$\gamma_{\%C} = 0.9$$

De la Figura 3.6, para las temperaturas 940°C y 980°C y un 0.9%C, observamos que el acero está compuesto de $\gamma_r + (\text{CrFe})_7\text{C}_3$ (Austenita Residual + Carburos).

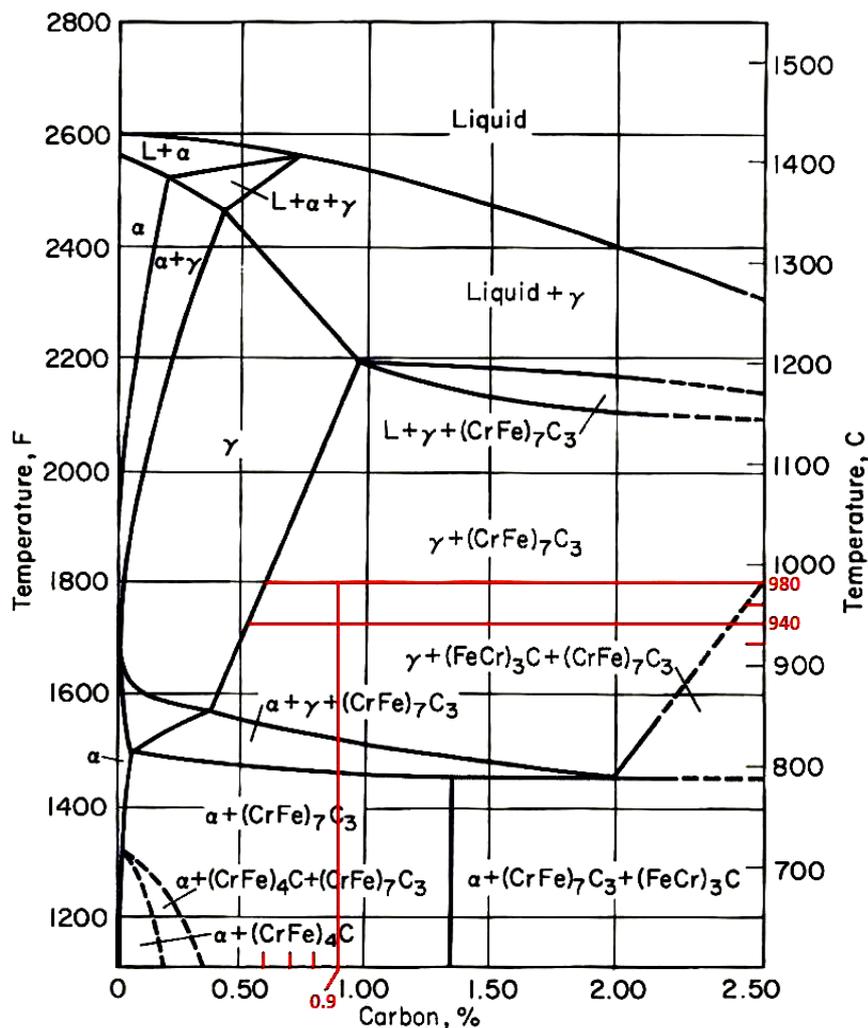


Figura 3.6 Diagrama Cr – C para 12%Cr. (Gráfico obtenido de la referencia [5]).

Para poder analizar esta gráfica, necesitamos un analizador de imágenes, el cual no se encuentra operativo en el Laboratorio de Materiales de la PUCP. También un microscopio electrónico para saber qué tipo de carburo es. Por estas razones, y porque esto es un estudio para ser realizado por un metalurgista, optamos por el análisis del difractograma.

4.1.2 Cálculo con el número de cuentas a partir de la data del difractograma (Método CNEA).

Analizamos los difractogramas de cada muestra, para el rango angular indicado, los picos de mayor altura contienen la información para hallar la cantidad relativa de austenita residual y de la martensita.

El primer pico, que corresponde al ángulo $2\theta \approx 50.5^\circ$ en el plano $\{1\ 1\ 1\}$ es para la austenita residual; y el segundo pico, correspondiente al ángulo $2\theta \approx 52.5^\circ$ en el plano $\{1\ 1\ 0\}$ es para la martensita. Los datos tomados de los resultados del análisis por difracción de rayos X se muestran en la Tabla 3.3 y en la Figura 3.7.

MUESTRA	γ_{res} (AUSTENITA RESIDUAL)				MARTENSITA				Relación
	2θ (°)	d (Å)	Área Integrada	%	2θ (°)	d (Å)	Área Integrada	%	
4	50.4500	1.80748	1105	78.5	52.5933	1.73875	302	21.5	4 : 1
4s	50.4150	1.80865	136	30.0	52.4850	1.74209	318	70.0	1 : 3
4c	50.3050	1.81235	160	28.7	52.4100	1.74440	398	71.3	1 : 3
8	50.4450	1.80764	825	76.7	52.5450	1.74024	251	23.3	4 : 1
8s	50.5000	1.80581	668	70.2	52.6150	1.73809	283	29.8	3 : 1
8c	50.5800	1.80314	156	30.6	52.5200	1.74101	354	69.4	1 : 3

Tabla 3.3 Contenido de austenita residual y martensita obtenidos del análisis por difracción de rayos X.

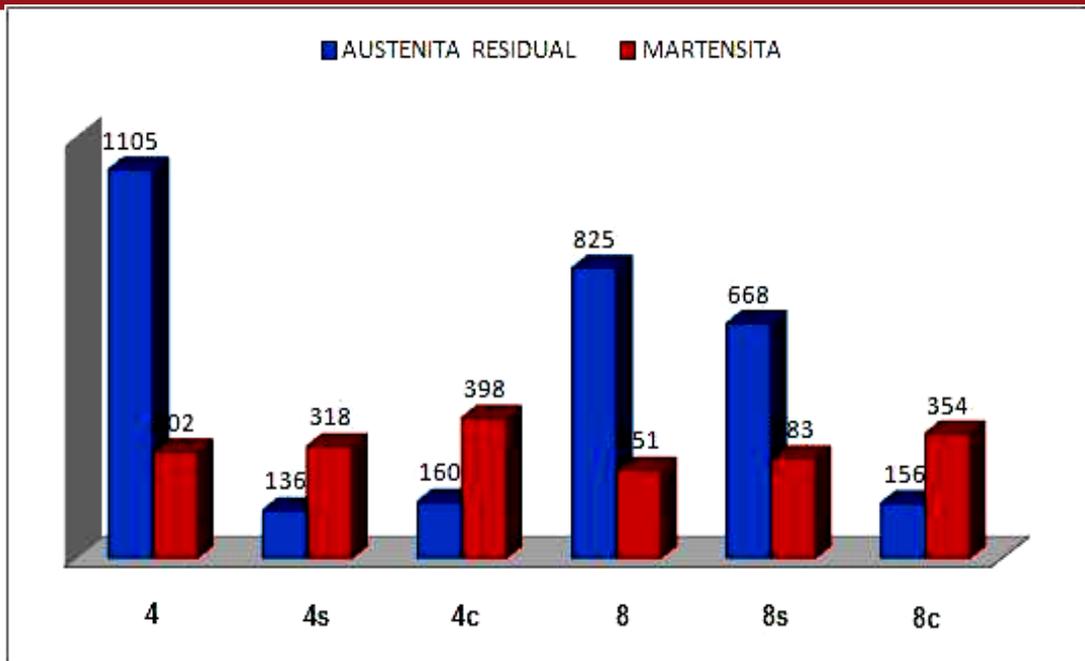


Figura 3.7 Variación y comparación de la austenita residual y martensita debido a los tratamientos térmicos utilizados para cada probeta tratada (por áreas).

Se ha encontrado que para menores temperaturas de tratamiento criogénico (-193°C para 4c y 8c), el contenido relativo de austenita disminuye y que el contenido de martensita tiende a aumentar.

3.2 ENSAYO DE DUREZA.

El ensayo de dureza se realizó según la norma ASTM E 18 para la escala Rockwell "C".

Los resultados de las durezas obtenidas en el ensayo de Dureza Rockwell C se observan en las Tablas 3.4 y 3.5 para las temperaturas de temple de 940°C y 980°C correspondientes. Las durezas promedios finales están en la Tabla 3.6.

MUESTRA	TEMPERATURAS DE TRATAMIENTOS REALIZADOS A LAS PROBETAS	DUREZAS OBTENIDAS			DUREZA PROMEDIO (HRC)
		1	2	3	
Sin T.T.	Estado de suministro (recocido)	14.3	14.1	14.2	14.2
4	940 °C (temple convencional)	62.9	62.4	63.1	62.8
4	940 °C (temple convencional)	63.1	63.1	62.6	62.9
4	940 °C (temple convencional)	63.5	62.7	63.1	63.1
4s	940° C y - 80° C (revenido final de 200° C)	65.1	65.8	65.2	65.4
4s	940° C y - 80° C (revenido final de 200° C)	64.8	65.1	66.3	65.4
4s	940° C y - 80° C (revenido final de 200° C)	65.4	65.5	65.6	65.5
4c	940° C y - 193° C (revenido final de 200° C)	64.6	65.4	65.9	65.3
4c	940° C y - 193° C (revenido final de 200° C)	65.3	65.6	65.8	65.6
4c	940° C y - 193° C (revenido final de 200° C)	65.6	65.6	66.0	65.7

Tabla 3.4 Durezas obtenidas para la temperatura de temple de 940°C.

En las Figuras 3.8 y 3.9 podemos observar el efecto que tienen los tratamientos térmicos y criogénicos sobre la dureza final del acero, para las temperaturas de temple de 940°C y 980°C correspondientes, esto es:

En ambos casos se observa que la dureza aumenta a medida que la temperatura de criogenia es menor.

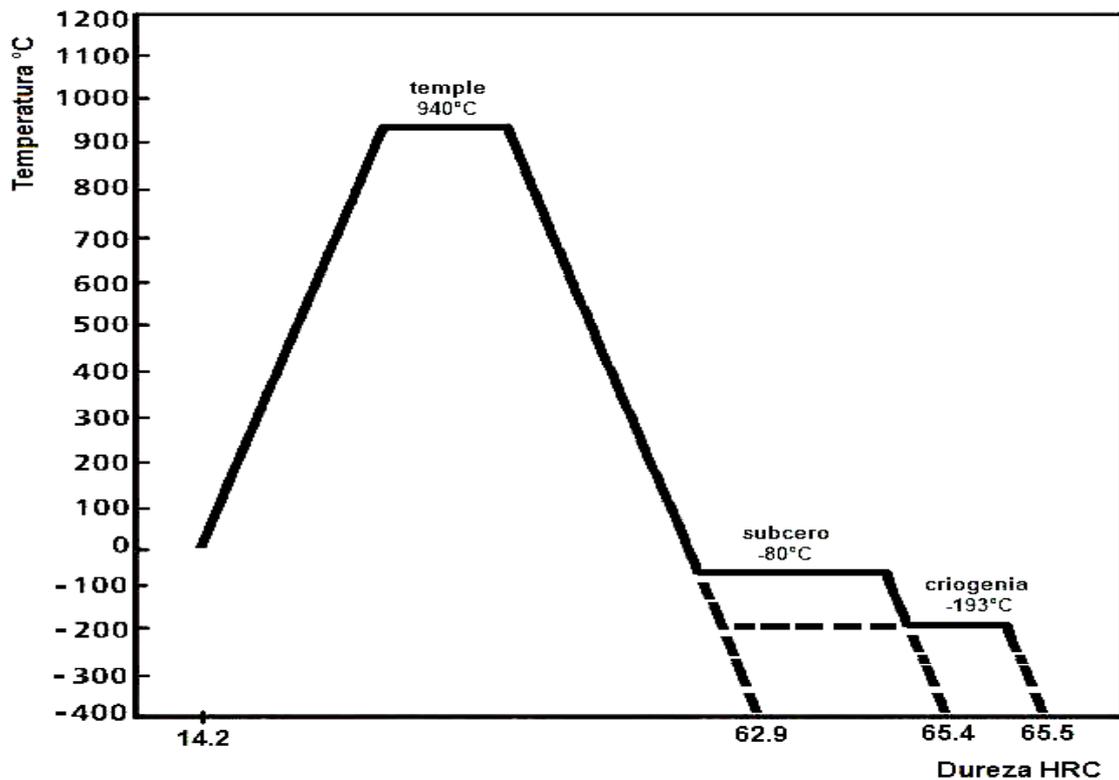


Figura 3.8 Efecto que tiene la historia del material sobre la dureza final a una temperatura de temple de 940°C.

MUESTRA	TEMPERATURAS DE TRATAMIENTOS REALIZADOS A LAS PROBETAS	DUREZAS OBTENIDAS			DUREZA PROMEDIO (HRC)
		1	2	3	
Sin T.T.	Estado de suministro (recocido)	14.3	14.1	14.2	14.2
8	980° C (temple convencional)	61.8	62.0	61.9	61.9
8	980° C (temple convencional)	61.6	62.4	63.1	62.4
8	980° C (temple convencional)	61.2	61.2	62.3	61.6
8s	980° C y - 80° C (revenido final de 200° C)	62.6	63.4	62.6	62.9
8s	980° C y - 80° C (revenido final de 200° C)	63.0	62.4	63.0	62.8
8s	980° C y - 80° C (revenido final de 200° C)	62.8	62.7	63.9	63.1
8c	980° C y - 193° C (revenido final de 200° C)	64.2	64.6	64.3	64.4
8c	980° C y - 193° C (revenido final de 200° C)	63.4	62.0	62.6	62.7
8c	980° C y - 193° C (revenido final de 200° C)	63.2	64.5	63.6	63.8
8so	980° C y - 80° C (sin revenido final)	68.5	66.2	66.8	67.2
8co	980° C y - 193° C (sin revenido final)	67.6	69.0	68.4	68.3

Tabla 3.5 Durezas obtenidas para la temperatura de temple de 980°C.

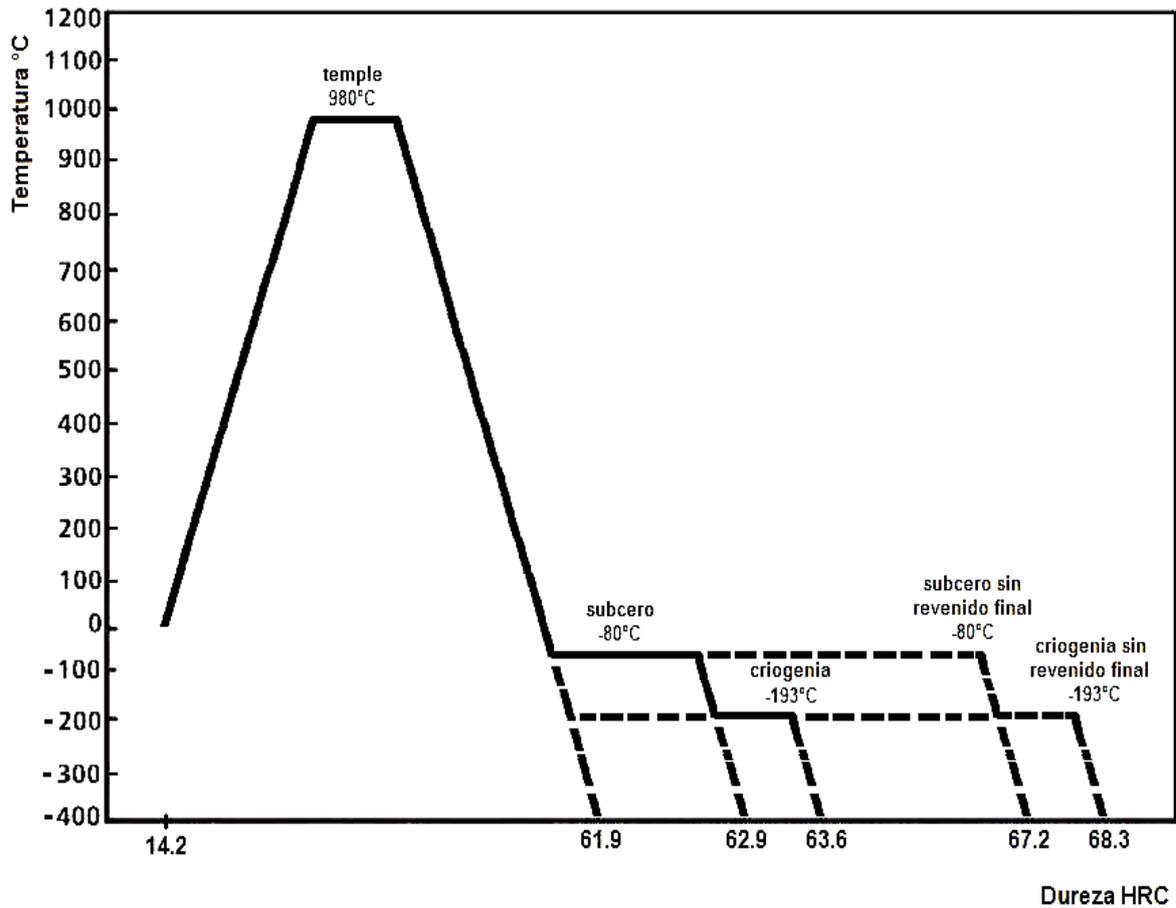


Figura 3.9 Efecto que tiene la historia del material sobre la dureza final a una temperatura de temple de 980°C.

MUESTRA	TEMPERATURAS DE TRATAMIENTOS REALIZADOS A LAS PROBETAS	DUREZA PROMEDIO (HRC)
Sin T.T.	Estado de suministro (recocido)	14.2
4	940 °C (temple convencional)	62.9
4s	940° C y - 80° C (revenido final de 200° C)	65.4
4c	940° C y - 193° C (revenido final de 200° C)	65.5
8	980° C (temple convencional)	61.9
8s	980° C y - 80° C (revenido final de 200° C)	62.9
8c	980° C y - 193° C (revenido final de 200° C)	63.6
8so	980° C y - 80° C (sin revenido final)	67.2
8co	980° C y - 193° C (sin revenido final)	68.3

Tabla 3.6 Durezas promedios finales.

Para 940°C y 980°C:

Se ha encontrado que a menor temperatura de enfriamiento de los tratamientos criogénicos, la dureza aumenta, pero no de manera significativa (máximo 1%).

Para -80°C y -193°C:

Se ha encontrado que a más baja temperatura de temple, la dureza es mayor, cuando debería suceder lo contrario.

Por lo tanto, a menor temperatura de temple y a menores temperaturas de enfriamiento, la dureza aumenta.

También observamos que la dureza aumenta considerablemente si no se realiza el revenido al final del proceso. Si bien es cierto esto indicaría una mejora del comportamiento, hay que tener en cuenta la posible falta de tenacidad del producto final.

3.3 ANÁLISIS METALOGRAFICOS.

Las fotografías a 1000X de una probeta sin tratamiento térmico alguno (Figura 3.10) y de otras con sólo tratamiento de temple convencional (Figuras 3.11 y 3.12) se presentan a continuación.

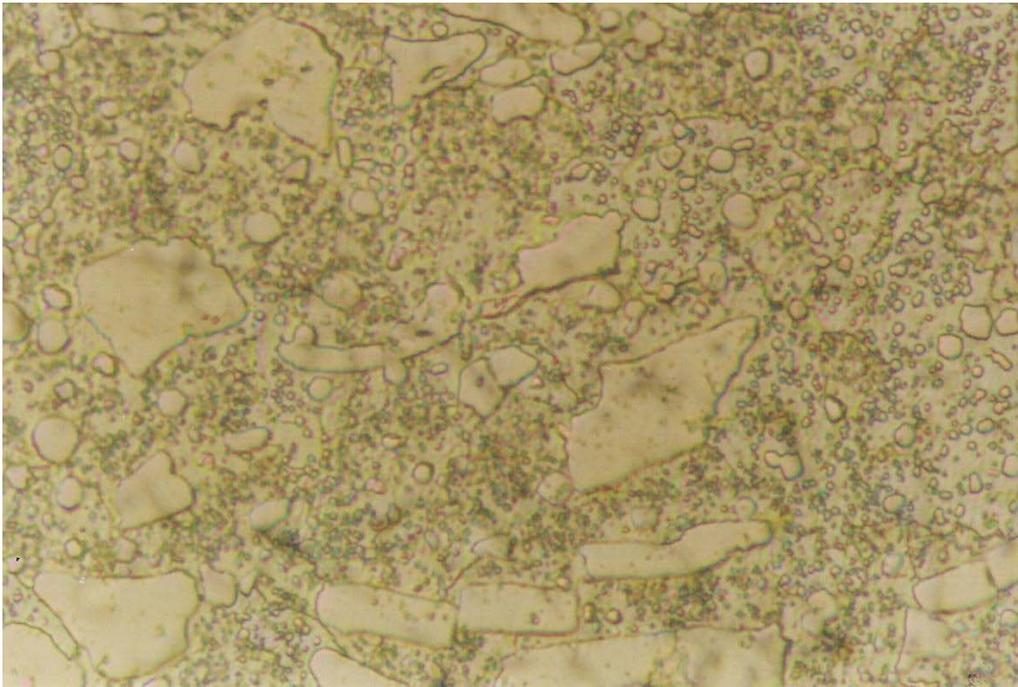


Figura 3.10 Microestructura típica de material sin tratamiento térmico a 1000X (muestra Sin T.T.).

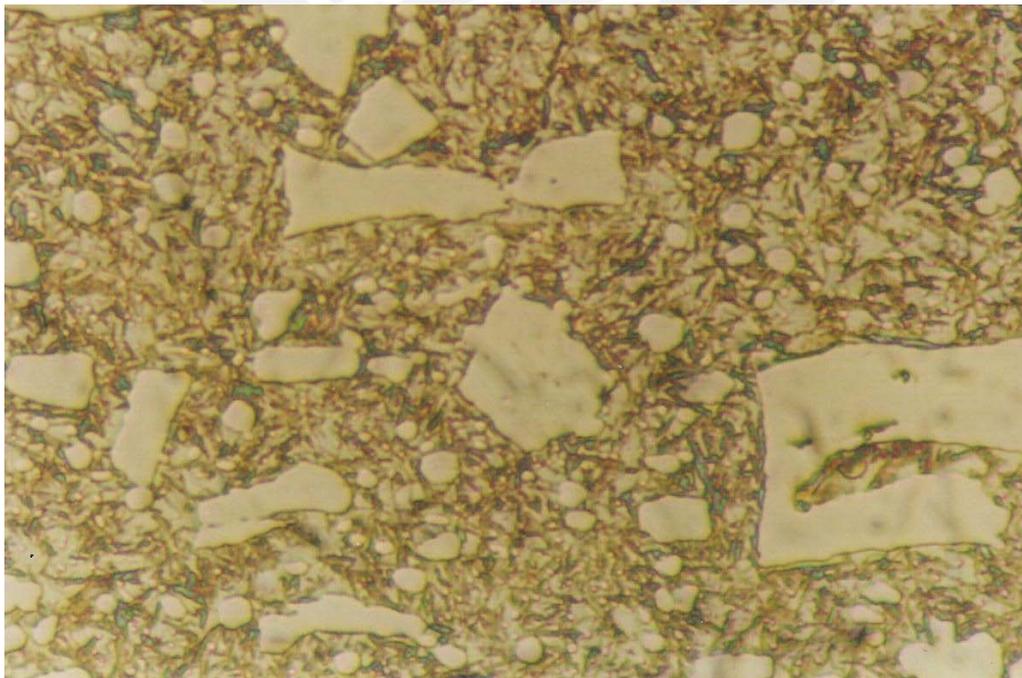


Figura 3.11 Microestructura típica de material tratado térmicamente a 1000X (muestra 4).

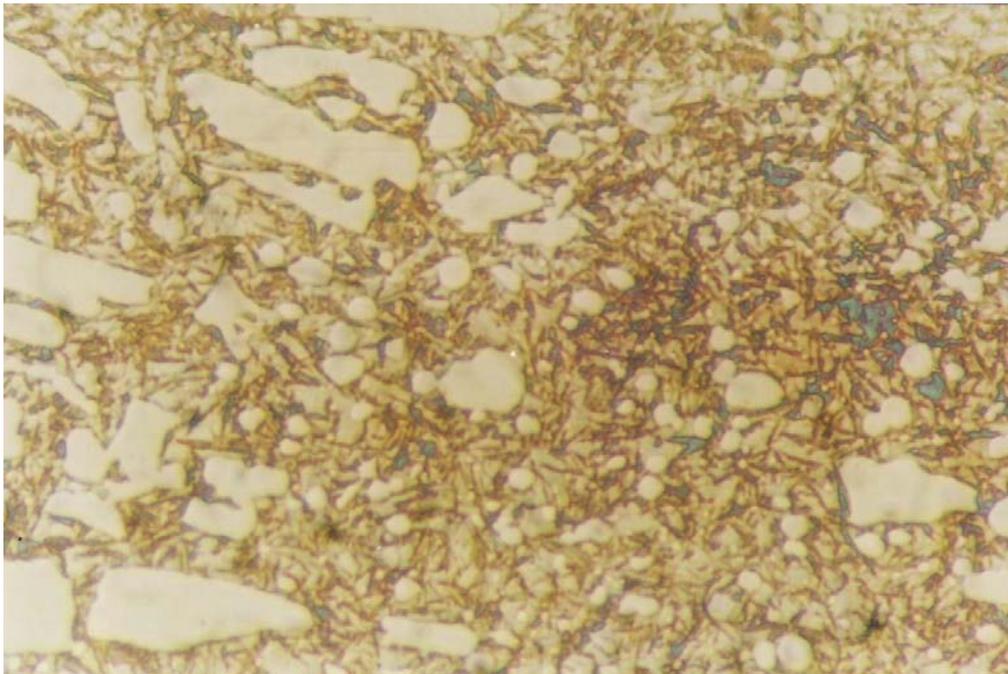


Figura 3.12 Microestructura típica de material tratado térmicamente a 1000X (muestra 8).

- Matriz: martensita revenida, fondo gris moteado.
- Carburos de forma: masivo, poligonal, globular (esferoidal), grueso y fino.
- Discontinuidad microestructural de carburos: Distribución heterogénea.
- Porcentaje de carburos para la muestra Sin T.T.: 20%
- Porcentaje de carburos para la muestra 4: 13%
- Porcentaje de carburos para la muestra 8: 13%

De las fotografías tomadas (Anexo III) analizadas visualmente, obtuvimos la Tabla 3.7.

MUESTRA	DUREZA (HRC)	% DE CARBUROS
Sin T.T.	14.2	20
4	62.9	13
8	61.9	13
4s	65.4	15
8s	62.9	10
4c	65.5	20
8c	63.6	20
8so	67.2	35
8co	68.3	20

MUESTRA	DUREZA (HRC)	% DE CARBUROS
Sin T.T.	14.2	20
8	61.9	13
4	62.9	13
8s	62.9	10
8c	63.6	20
4s	65.4	15
4c	65.5	20
8so	67.2	35
8co	68.3	20

Tabla 3.7 Porcentaje de carburos del análisis metalográfico, ordenados de acuerdo a la temperatura de temple y a la dureza final respectivamente.

A medida que la dureza aumenta, la cantidad de carburos tiende a subir pero no de manera lineal, tal como se aprecia en las Figuras 3.13 y 3.14.

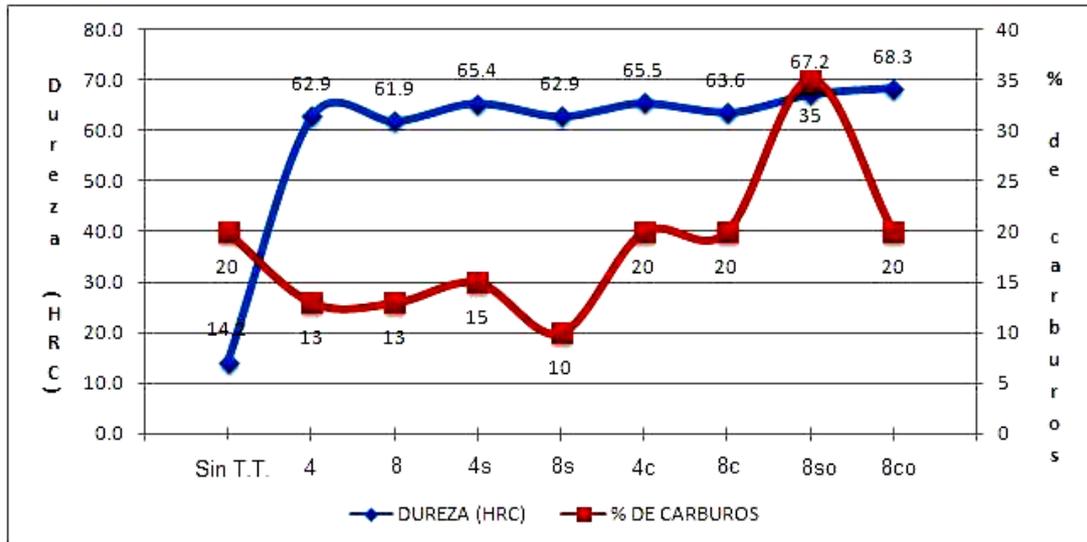


Figura 3.13 Gráfica del porcentaje de carburos con respecto a la dureza obtenida, ordenados de acuerdo a la temperatura de temple.

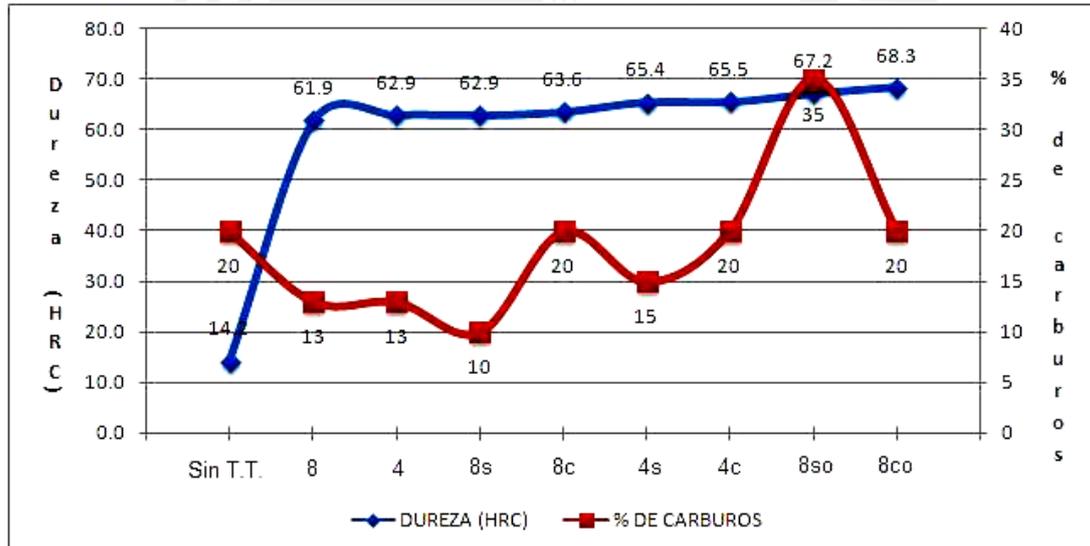


Figura 3.14 Gráfica del porcentaje de carburos con respecto a la dureza obtenida, ordenados de acuerdo a la dureza final.

Para temperatura de temple menor, el porcentaje de carburos es mayor, lo cual podemos observar en la Figura 3.15, salvo en los casos de las probetas 8so y 8co (sin revenido final), donde el porcentaje de carburos es el máximo.

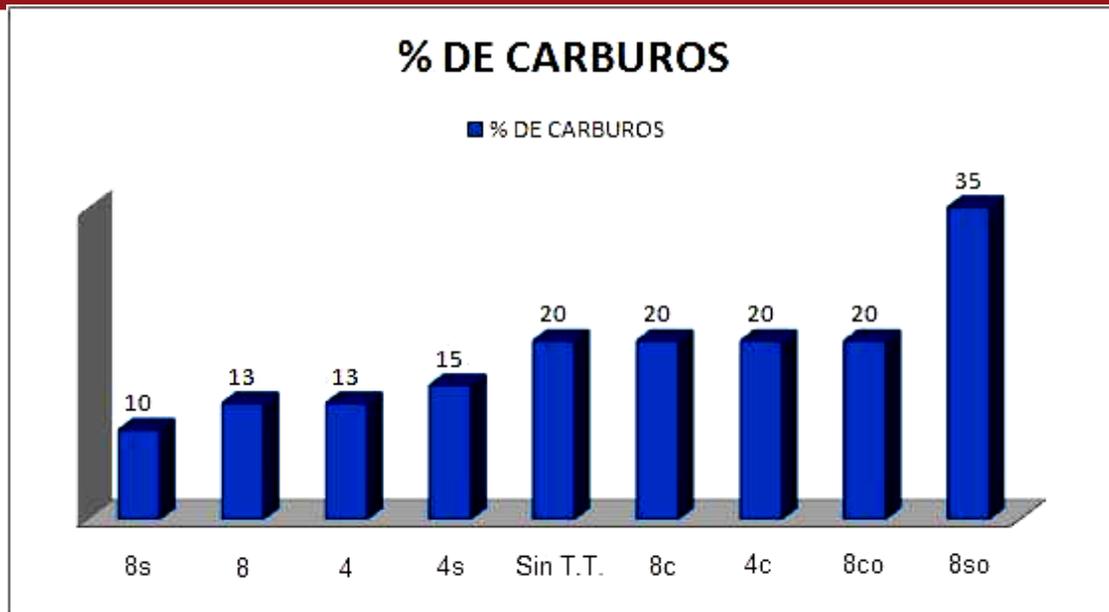


Figura 3.15 Porcentaje de carburos a medida que aumentan.

El porcentaje de carburos primarios dependen básicamente de las secciones microscópicas observadas y no son función de los tratamientos realizados, por lo tanto, la variación del porcentaje de carburos primarios no es determinante para la dureza final de la matriz martensítica = austenita residual porque depende de la composición química del material.

Lo que se trata de mostrar es la dureza (de la matriz) versus la temperatura de enfriamiento y no carburos versus la dureza, que para este material en particular, con cantidades de carburo como los encontrados, los análisis metalográficos (vía microscopía óptica) no son buenos indicadores para estimar la dureza o su variación en el material ni para medir la presencia de austenita, que es el objetivo principal.

3.4 ENSAYO DE RESISTENCIA AL DESGASTE.

El ensayo de desgaste se realizó con arena seca y una rueda recubierta de caucho según la norma ASTM G 65 para el Procedimiento "B".

Los resultados con el promedio de las probetas se observan en la Tabla 3.8 y en las Figuras 3.16 y 3.17 (Anexo IV).

Código	Dureza (HRC)	Pérdida de masa (%)
Sin T.T.	14.2	2.09
8	61.9	0.36
4	62.9	0.39
8s	62.9	0.34
8c	63.6	0.36
4s	65.4	0.34
4c	65.5	0.30
8so	67.2	0.25
8co	68.3	0.27

Tabla 3.8 Porcentaje de pérdida de masa del ensayo de resistencia al desgaste.

A medida que la dureza aumenta, la pérdida de masa tiende a bajar (la resistencia al desgaste tiende a subir), tal como se ve en la Figura 3.15.

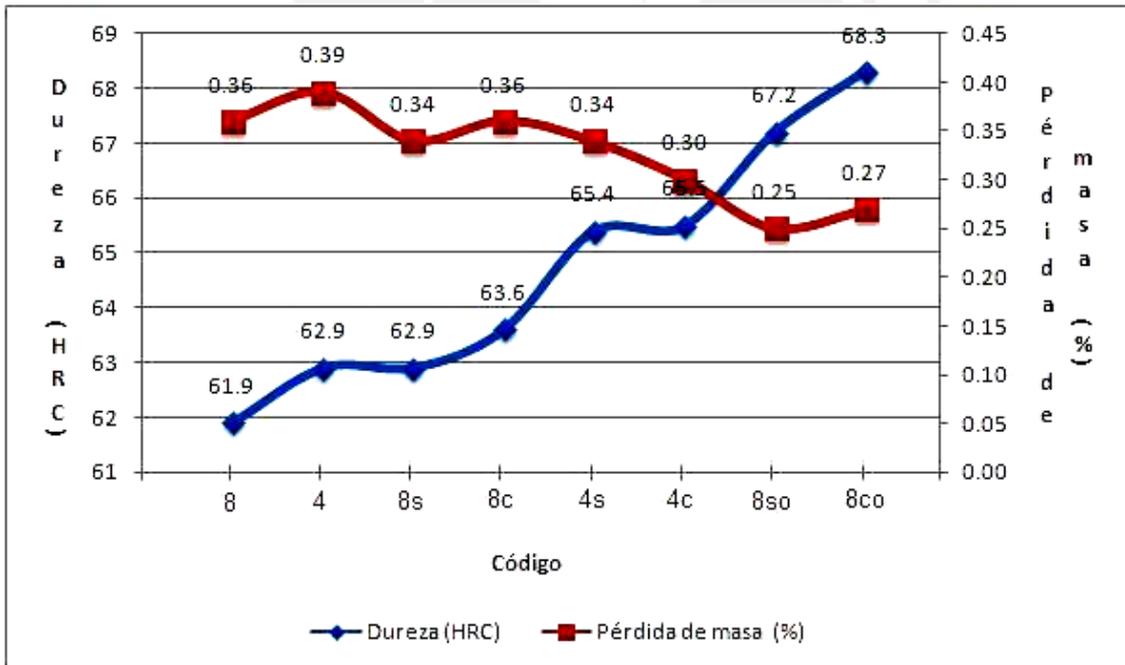


Figura 3.16 Gráfica del porcentaje de pérdida de masa con respecto a la dureza obtenida.

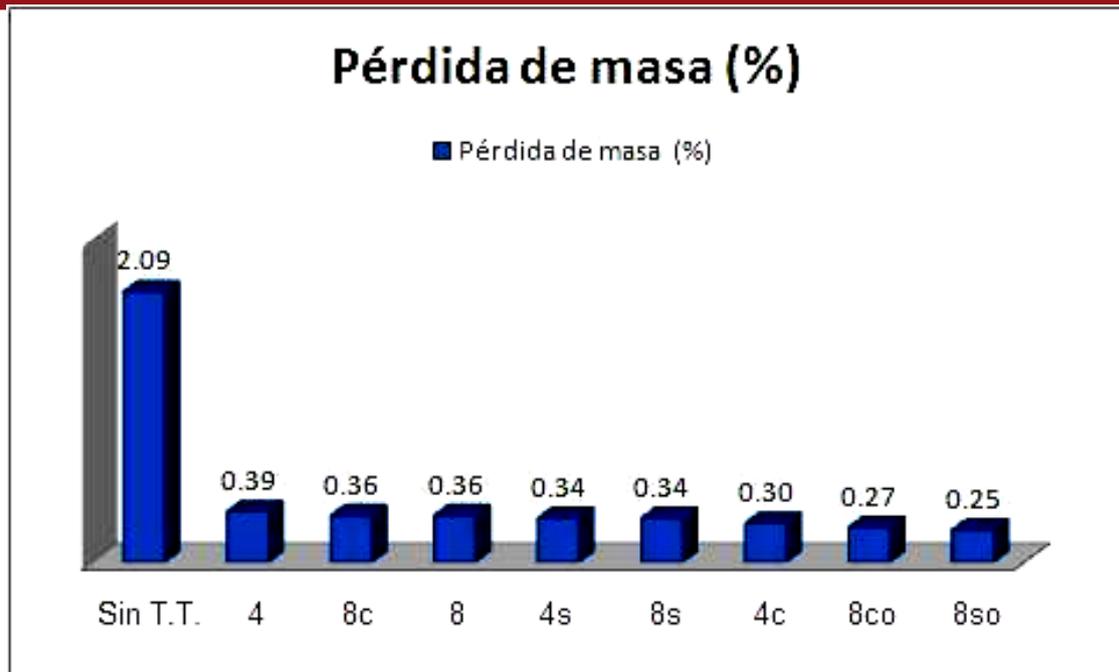


Figura 3.17 Porcentaje de pérdida de masa a medida que disminuye.

Los datos de desgaste para comparación a partir de de las probetas sin tratamiento térmico arrojan un resultado de 2.09%, lo cual es aproximadamente 1.76% más pérdida de masa (menor resistencia al desgaste) que las probetas tratadas.

La mejor resistencia al desgaste (0.30%) se da para una temperatura de temple de 940°C y un tratamiento de criogenia a -193°C, omitiendo las probetas 8so y 8co. Y la peor resistencia al desgaste (0.39%), sin contar la probeta sin tratamiento térmico, se da al realizarse el temple convencional a una temperatura de 940°C.

Para 940°C:

Se ha encontrado que a menor temperatura de enfriamiento de los tratamientos criogénicos, el ensayo de resistencia al desgaste muestra que la pérdida de masa disminuye (resistencia al desgaste aumenta) a medida que la dureza aumenta, pero no de manera significativa.

Para 980°C:

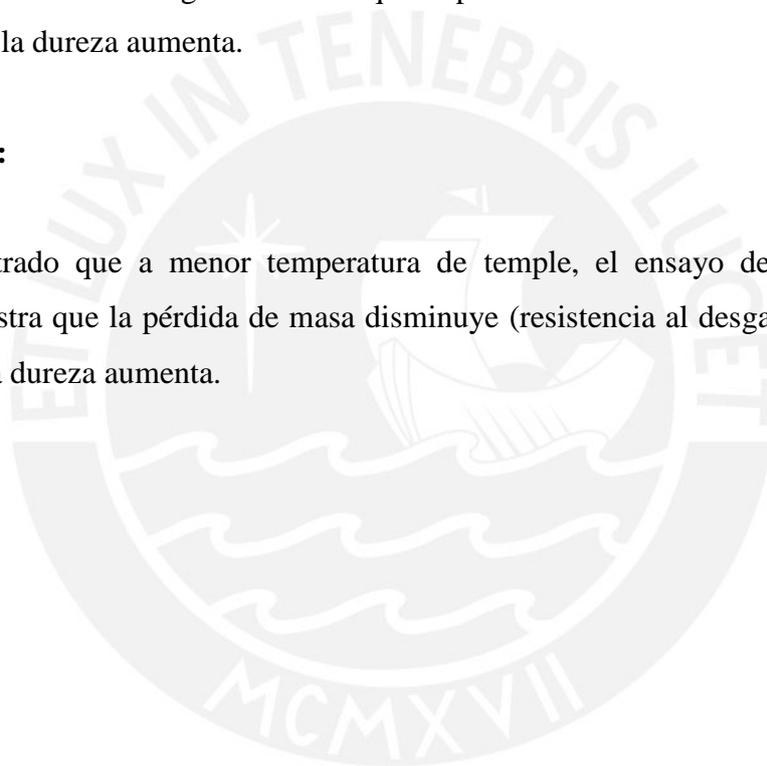
Se ha encontrado que a menor temperatura de enfriamiento de los tratamientos criogénicos, el ensayo de resistencia al desgaste muestra que la pérdida de masa aumenta (resistencia al desgaste disminuye) a medida que la dureza aumenta.

Para -80°C:

Se ha encontrado que para cualquier de las dos temperaturas de temple consideradas, el ensayo de resistencia al desgaste muestra que la pérdida de masa se mantiene constante a medida que la dureza aumenta.

Para -193°C:

Se ha encontrado que a menor temperatura de temple, el ensayo de resistencia al desgaste muestra que la pérdida de masa disminuye (resistencia al desgaste aumenta) a medida que la dureza aumenta.



CAPÍTULO 4

ESTRUCTURACIÓN ECONÓMICA.

4.1 GENERALIDADES.

En este capítulo se presentan los costos de la investigación, además de los costos de los análisis y ensayos realizados para un futuro estudio. Primero mostraremos los costos individuales y finalmente el costo total de este estudio.

4.2 COSTOS INDIVIDUALES.

En este punto se muestran los costos individuales de cada análisis y ensayo realizado, como también el costo del material, maquinado de probetas y tratamientos térmicos y criogénicos.

4.2.1 Material.

El costo de la plancha de acero ASISI/SAE D3 (K 100) para la obtención de todas las probetas de ensayo se muestra en la Tabla 4.1. Con esta plancha obtenemos un total de 30 probetas.

DESCRIPCIÓN	PRECIO S/. I/IGV
Plancha de acero K 100 de medidas 650mm x 120mm x 4mm espesor	107.81

Tabla 4.1 Costo del material base.

4.2.2 Análisis Químico.

El método de análisis químico utilizado es el de **Espectrometría de Emisión**. El costo de este análisis es el que se muestra en la Tabla 4.2.

DESCRIPCIÓN	PRECIO S/. I/IGV
Análisis Químico	360.00

Tabla 4.2 Costo del análisis químico.

4.2.3 Maquinado de Probetas.

El costo de los procesos realizados para el maquinado de todas las probetas de ensayo utilizadas es el que se muestra en la Tabla 4.3. Esto es un costo general.

DESCRIPCIÓN	PRECIO S/. I/IGV
Marcado de probetas	80.00
Corte de probetas	210.00
Fresado de cantos, Rebaje 1, Rebaje 2	180.00
Maquinado de Probetas	470.00

Tabla 4.3 Costo total del maquinado de las probetas.

4.2.4 Tratamientos Térmicos y Criogénicos.

El costo de los tratamientos térmicos realizados en las probetas de ensayo es el que se muestra en la Tabla 4.4. Esto es para todas las probetas.

DESCRIPCIÓN	PRECIO S/. I/IGV
Nitrógeno líquido	140.00
Tratamientos térmicos	13.47
Tratamientos criogénicos	53.88
Tratamientos Térmicos y Criogénicos	207.35

Tabla 4.4 Costo total de los tratamientos térmicos.

4.2.5 Análisis por Difracción de Rayos X.

Este análisis se realizó con un difractómetro, para analizar la distribución de las intensidades difractadas en función del ángulo de difusión 2θ . El costo de este análisis para una probeta es el que se muestra en la Tabla 4.5. Se analizaron 6 probetas.

DESCRIPCIÓN	PRECIO S/. I/IGV
Análisis por Difracción de Rayos X	35.00

Tabla 4.5 Costo de cada ensayo por difracción de rayos X.

4.2.6 Ensayo de Dureza.

El ensayo de dureza se realizó con el procedimiento de acuerdo a la norma ASTM E18 – 03: **Norma de ensayo para Dureza Rockwell y Rockwell Superficial en Materiales Metálicos**, para la escala Rockwell C. El costo de este ensayo para una probeta es el que se muestra en la Tabla 4.6.

DESCRIPCIÓN	PRECIO S/. I/IGV
Ensayo de Dureza	60.00

Tabla 4.6 Costo de cada ensayo de dureza.

4.2.7 Ensayos Metalográficos.

Este análisis fue realizado por **Microscopía Óptica** y luego mediante técnicas de microanálisis empleando **Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)**. El costo de este análisis para una probeta es el que se muestra en la Tabla 4.7.

DESCRIPCIÓN	PRECIO S/. I/IGV
Ensayo Metalográfico	150.00

Tabla 4.7 Costo de cada ensayo metalográfico.

4.2.8 Ensayo de Resistencia al Desgaste.

El ensayo de resistencia al desgaste se realizó con el procedimiento B de acuerdo a la norma ASTM G – 65: **Método de ensayo estandarizado para evaluar la abrasión usando una rueda de caucho con arena seca**. El costo de este ensayo para una probeta es el que se muestra en la Tabla 4.8.

DESCRIPCIÓN	PRECIO S/. I/IGV
Ensayo de Resistencia al Desgaste	105.00

Tabla 4.8 Costo de cada ensayo de resistencia al desgaste.

4.3 COSTOS TOTALES.

En este punto se muestran los costos totales de la investigación. Lo que se observa en la Tabla 4.9 es un listado de los costos detallados anteriormente y la cantidad por ensayo y análisis realizado.

Item	DESCRIPCIÓN	CANT.	SI. S/IGV	SI. I/IGV	TOTAL SI.
1	Material	1	107.81	128.30	128.30
2	Análisis químico	1	302.52	360.00	360.00
3	Maquinado de probetas	1	394.96	470.00	470.00
4	Tratamientos térmicos y criogénicos	1	207.35	246.75	246.75
5	Análisis por difracción de rayos X	6	29.41	35.00	210.00
6	Ensayo de dureza	23	50.42	60.00	1380.00
7	Ensayos metalográficos	11	126.05	150.00	1650.00
8	Ensayo de resistencia al desgaste	21	88.24	105.00	2205.00
TOTAL					6650.05

Tabla 4.9 Costos totales del presente estudio.

La Tabala 4.10 es una tabla comparativa para poder determinar dónde está el mayor gasto de esta investigación.

Item	DESCRIPCIÓN	%
1	Material	1.93%
2	Análisis químico	5.41%
3	Maquinado de probetas	7.07%
4	Tratamientos térmicos y criogénicos	3.71%
5	Análisis por difracción de rayos X	3.16%
6	Ensayo de dureza	20.75%
7	Ensayos metalográficos	24.81%
8	Ensayo de resistencia al desgaste	33.16%
TOTAL		100.00%

Tabla 4.10 Porcentaje de los costos por ítem en comparación con el total.

Como apreciamos, el mayor gasto se da en los ensayos de resistencia al desgaste y metalográficos, ya que son los que más tiempo y esfuerzo demandan.

El cuadro mostrado a continuación contiene de manera detallada los costos reales actuales, tanto de la materia prima, ensayos y análisis, como de la mano de obra empleada por el alumno. Esto es útil si se desea realizar una futura investigación, y/o la continuación de este estudio.

CUADRO DE COSTOS DE LA INVESTIGACIÓN				
COMPañÍA: PUCP				
ANALISTA: Gissela Lira Calmet				
FECHA: Noviembre 2008				
A.	MATERIAL Y ENSAYOS	Cant.	P.U. S/.	TOTAL S/.
1	Material	1	107.81	107.81
2	Análisis químico	1	302.52	302.52
3	Maquinado de probetas	1	394.96	394.96
4	Tratamientos térmicos y criogénicos	1	207.35	207.35
5	Análisis por difracción de rayos X	6	29.41	176.47
6	Ensayo de dureza	23	50.42	1159.66
7	Ensayos metalográficos	11	126.05	1386.55
8	Ensayo de resistencia al desgaste	21	88.24	1852.94
				5588.28
B.	MANO DE OBRA	10.00	Horas	TOTAL S/.
1	Preparación máquina Ensayo de Dureza		1.00	10.00
2	Ensayo de Dureza		1.00	10.00
3	Preparación de las probetas para Análisis Metalográfico		18.00	180.00
4	Análisis Metalográfico		2.00	20.00
5	Preparación arena Ensayo de Resistencia al Desgaste		15.00	150.00
6	Preparación máquina Ensayo de Resistencia al Desgaste		10.00	100.00
7	Ensayo de Resistencia al Desgaste		10.00	100.00
				570.00
SUB TOTAL				6158.28
		19%	I.G.V.	1170.07
COSTO TOTAL				7328.35

Tabla 4.11 Cuadro de costos totales de la investigación.

Los costos propuestos anteriormente, son los reales hasta la fecha de presentada esta tesis, ya que desde el tiempo de iniciada la misma hasta la actualidad, la materia prima (acero en general) y el tipo de cambio han influido en los mismos.

En la sección A se coloca todo lo que es materia prima, proceso de maquinado, análisis y ensayos realizados a las probetas. Y en la sección B se muestran las horas trabajadas por el alumno para cada ensayo, lo cual está representado por el costo de mano de obra del tiempo y trabajo asignado a cada uno.

CONCLUSIONES

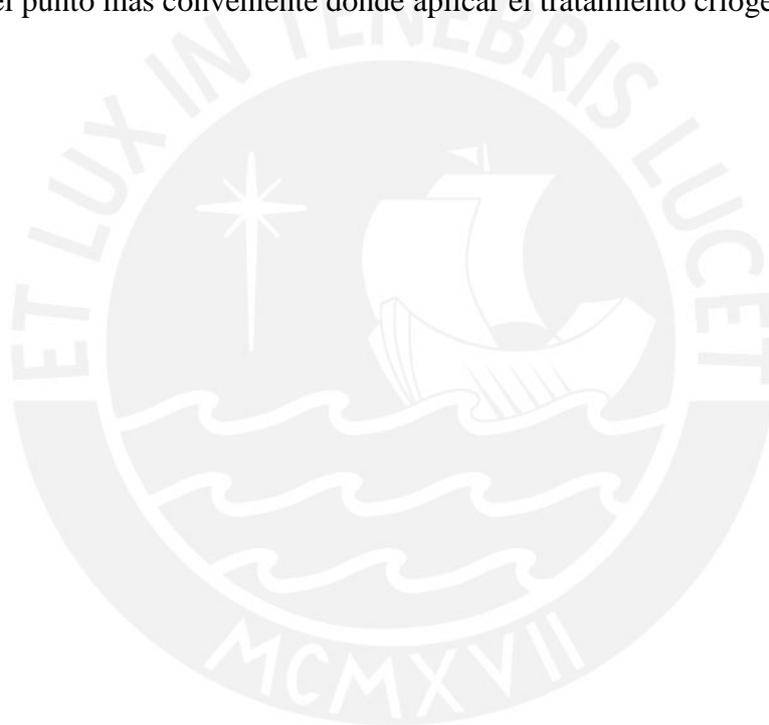
La aplicación de la criogenia en el tratamiento térmico de aceros para trabajo en frío del tipo K 100 (AISI D3), la ejecución de los ensayos y evaluación del presente estudio, nos lleva a las siguientes conclusiones:

- Para el tratamiento de temple convencional, donde se encontraron los valores de austenita residual más altos, se midieron los valores de dureza más bajos. Para el caso de las probetas con tratamiento de temple + criogenia a -193°C , se midieron los menores contenidos de austenita residual, y a su vez dieron los valores de durezas más altos.
- Para el caso de temple + criogenia a -193°C , los resultados del ensayo de difracción por rayos X nos muestran una gran disminución en el contenido de austenita retenida y se registra un pequeño aumento en el contenido de martensita. Por lo tanto, a más bajas temperaturas de tratamiento, la cantidad de austenita residual es menor.
- A temperaturas más bajas de tratamiento criogénico, la dureza del acero aumenta. Sin embargo, la variación de resultados a -80°C en comparación con los de a -193°C es muy pequeña (1% máximo); esto indicaría, desde el punto de vista ingenieril, que no se justifica el tratamiento térmico de estos aceros a temperaturas criogénicas más bajas de -80°C . Aún así, desde el punto de vista académico podemos decir que a temperaturas más bajas de tratamiento criogénico, la dureza aumenta.

- En este estudio se detectó que en algunas condiciones de tratamiento, la dureza disminuye a medida que la temperatura de temple aumenta. Una explicación a esto puede ser que el contenido de austenita retenida sea menor, pero que la martensita y/o fases presentes hallan aumentado su tamaño de grano o aparezcan segundas fases, lo que influye en los valores y esto quedó demostrado con los resultados obtenidos. Esta explicación debe ser corroborada con estudios apropiados (de metalografía especializada específica, por ejemplo el ensayo Mc. Quaid).
- En cuanto a la resistencia al desgaste abrasivo, el mejor comportamiento se da cuando se realiza el ensayo en condiciones sin revenido final. Según las gráficas y tablas de resultados, se ve una tendencia de aumento de la resistencia al desgaste a medida que la dureza es mayor. Por tanto, en estas condiciones, la dureza es reflejo de la resistencia al desgaste abrasivo.
- También se encontró que en determinadas condiciones, es posible obtener alta dureza y a la vez alto porcentaje de pérdida de masa (baja resistencia al desgaste). Una explicación posible se debe a que en el ensayo de dureza actúa una fuerza de compresión y en el ensayo de resistencia al desgaste abrasivo, la partícula abrasiva actúa por corte y teniendo un límite de grano débil debido a las condiciones de tratamiento térmico, es posible que ocurra un desprendimiento del grano. Esto puede ser corroborado por un análisis fractográfico de microscopía electrónica de barrido, de estar disponible.
- El objetivo directo de los ensayos ejecutados fue medir la presencia de austenita; por tanto podemos decir que después de realizados los tratamientos térmicos y criogénicos, si bien sí hay una disminución de austenita residual, no desaparece en su totalidad.
- Para materiales con cantidades de carburo como los encontrados en este acero, los análisis metalográficos (vía microscopía óptica) no son buenos indicadores para medir la presencia de austenita ni para estimar la dureza o su variación en el material.

Recomendaciones a investigaciones futuras:

- Se propone a futuros investigadores/tesistas revisar el por qué de la diferencia Dureza vs. Temperatura de temple, ya que en este estudio, se encuentra que la dureza disminuye a mayor temperatura de temple cuando debería aumentar, lo cual puede ser corroborado con estudios apropiados como con ensayos de metalografía específica.
- Realizar un estudio en el que se analice el acero AISI D3 con distintas combinaciones de curvas de templado, revenidos y tratamientos criogénicos para encontrar el punto más conveniente donde aplicar el tratamiento criogénico.



REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ACEROS BOEHLER DEL PERÚ. Servicio de Tratamiento Térmico [en línea]. Abril 2007 [fecha de consulta: 17 Abril 2007].
Disponible en:
<http://www.bohlerperu.com/>
- [2] ACOSTA Sullcahuamán, Julio. Metalurgia Física. Apuntes de Clase. Lima, Perú : Pontificia Universidad Católica del Perú, 2004.
- [3] APRAIZ Barreiro, José. Tratamientos Térmicos de los Aceros. 10a. ed. Madrid : Dossat, 2002. 737 p.
ISBN: 8495312565
- [4] AVNER H., Sydney. Introducción a la Metalurgia Física. Madrid : Ediciones Castillo, 1966. 599 p.
- [5] BAIN Edgar C. y PAXTON Harold W. Alloying Elements in Steel. 2a. ed. United States of America, 1961. 291 p.
- [6] BOEHLER BROS. & CO. LTD. Manufacturers of High Grade Steels. BOEHLER Dimensionally Stable Steels. Año 2007.
- [7] BOEHLER Hermanos & CIA. Fábricas de Aceros finos. Consejos para el tratamiento térmico. Año 2007.
- [8] BÖHLER K100. Acero para trabajar en frío. Catálogo de acero para trabajo en frío. Año 2007.
- [9] BONFIGLIOLI, Alberto F., ACUÑA, Rodolfo J. y IPOHORSKI, Miguel. Elementos de difracción de rayos X. Aplicaciones a la Metalurgia Física. República Argentina. Comisión Nacional de Energía Atómica. Dependiente de la Presidencia de la Nación. Gerencia de Desarrollo. Departamento de Materiales.

[10] CAHN, Robert W. y HAASEN, Peter. Physical Metallurgy. 4a ed. Amsterdam : North-Holland, 1996.

ISBN: 0444898751

[11] CARLSON, Earl A. Cold Treating and Cryogenic Treatment of Steel. ASM Internacional. Handbook Comité. ASM Handbook, 4: 203-206, 1990.

ISBN: 0871703793 (v.4)

[12] DIEKMAN, F. J. Cryo Central – Cryogenic Treatment of Materials [en línea]. Controlled Thermal Processing, Inc., Abril 2007 [fecha de consulta: 18 Abril 2007].

Disponible en:

http://www.cryogenicsociety.org/cryo_central/cryogenic_treatment_of_materials.php

[13] ERNI Montes, Juan Alfredo. Diseño, fabricación y puesta en marcha de una máquina de ensayos de desgaste abrasivo de bajo esfuerzo, según norma ASTM G65. Tesis Ingeniero Mecánico. Lima, Perú : Pontificia Universidad Católica del Perú, 2004.

[14] ESPADA de Damasco [en línea]. Junio 2007 [fecha de consulta: 10 Junio 2007].

Disponible en:

http://images.google.com.pe/imgres?imgurl=http://omega.ilce.edu.mx/biblioteca/sites/ciencia/volumen2/ciencia3/080/imgs/acer037.gif&imgrefurl=http://omega.ilce.edu.mx/biblioteca/sites/ciencia/volumen2/ciencia3/080/htm/sec_6.htm&h=132&w=95&sz=2&hl=es&start=16&tbnid=fRc-SCUOYj8HbM:&tbnh=92&tbnw=66&prev=/images%3Fq%3Dmartensita%26bv%3D2%26svnum%3D10%26hl%3Des%26sa%3DG

[15] GUARIGLIA, Jorge, BRUNO, Dante y IMPARATO, Hernán. Trabajo Especial “Metales con Memoria”. Universidad Nacional de la Plata. Facultad de Ingeniería [en línea]. Octubre 1999 [fecha de consulta: 10 Junio 2007].

Disponible en:

<http://images.google.com.pe/imgres?imgurl=http://www.ing.unlp.edu.ar/quimica/Materiales%2520con%2520memoria/Image7.jpg&imgrefurl=http://www.ing.unlp.edu.ar/quimica/Materiales%2520con%2520memoria.htm&h=719&w=959&sz=47&hl=es&start=50&tbnid=W9wr4j9xKTZleM:&tbnh=111&tbnw=148&prev=/images%3Fq%3Dmartensita%26start%3D36%26gbv%3D2%26ndsp%3D18%26svnum%3D10%26hl%3Des%26sa%3DN>

[16] HIRSCHHEIMER, Luiz Roberto. Processo Sub-Zero. Manual Brasimet de Tratamentos Térmicos e Engenharia de Superficie (Divisória B), Artigo 2B: 1-7, setembro 1998.

[17] IRIAS Rendón, Adrián y STACKPOLE Armendáriz, César. Aplicación del Tratamiento Criogénico. ACERO STEEL North American Journal, Revista oficial de la Cámara Nacional de la Industria del Hierro y del Acero de México, VI (34): 38-45, enero – febrero 2001.

[18] RHYIM, Young-Mok, HAN, Sang-Ho, NA, Young-Sang y LEE, Jong-Hoon. Effect of Deep Cryogenic on Carbide Precipitation and Mechanical Properties of tool Steel [en línea]. Switzerland : Trans Tech Publications, 2006 [fecha de consulta: 18 Marzo 2007].

Disponible en:

<http://www.scientific.net>

[19] RUESTA Zegarra, Julio Fernando. Estudio de la influencia del tratamiento subcero sobre la vida útil de una herramienta del acero DIN 210 Cr 12 (AISI D3). Tesis Ingeniero Mecánico. Lima, Perú : Pontificia Universidad Católica del Perú, 2002.

[20] RUIZ Saavedra, Jesús Ulises. Estudio de caracterización de la precipitación del carburo de cromo en aceros inoxidable austeníticos. Tesis para optar el grado académico de Magíster en Ingeniería y Ciencia de Materiales. Lima, Perú : Pontificia Universidad Católica del Perú, 2003.

[21] RUSIÑOL, David Marco. Efecto del Tratamiento Criogénico en las Propiedades Mecánicas de los Aceros de Herramienta para Trabajo en Frío [en línea]. Barcelona : Escola Tècnica Superior d'Enginyeria Industrial de Barcelona, Abril 2004 (Reforma 2000) [fecha de consulta: 17 Abril 2007].

Disponible en:

<http://biblioteca.upc.es/PFC/arxiu/migrats/34099-1.pdf>

[22] SAKIHAMA Uehara, José Luis Hideki. Estudio de la resistencia a la abrasión de bajo esfuerzo según ASTM G65 de tres recubrimientos duros aplicados mediante soldadura. Tesis Ingeniero Mecánico. Lima, Perú : Pontificia Universidad Católica del Perú, 2006.

[23] SPECIAL EDITION Sub-zero Treatment of Steels Technology / Processes / Equipment [en línea]. Höllriegelskreuth, Alemania : Linde Gas, 2005 [fecha de consulta: 18 Marzo 2007].

Disponible en:

[http://www.linde-gas.de/international/web/lg/de/like/gde30.nsf/repositorybyalias/cryoflex4/\\$file/Sub-zeroTreatment_final.pdf](http://www.linde-gas.de/international/web/lg/de/like/gde30.nsf/repositorybyalias/cryoflex4/$file/Sub-zeroTreatment_final.pdf)

[24] WIKIPEDIA, la enciclopedia libre [en línea]. [fecha de consulta: marzo – diciembre 2007].

Disponible en:

<http://es.wikipedia.org/wiki/Portada>