



INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL
ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERÍA QUÍMICA E INDUSTRIAS
EXTRACTIVAS



SECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN

EFFECTO DE LA DEFORMACIÓN EN FRIO SOBRE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LOS ACEROS: DIN 32CrMoV12 10, AISI 4340 Y AISI 8620.

TESIS
QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN CIENCIAS EN INGENIERÍA METALÚRGICA

PRESENTA:

ING. IND. RODOLFO ARREOLA HERRERA

DIRECTOR DE TESIS:

DR. ALEJANDRO CRUZ RAMÍREZ

MÉXICO D.F.

2011



INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL
SECRETARÍA DE INVESTIGACIÓN Y POSGRADO

SIP-14

ACTA DE REVISIÓN DE TESIS

En la Ciudad de México, D. F. siendo las 17:00 horas del día 17 del mes de Junio del 2011 se reunieron los miembros de la Comisión Revisora de Tesis designada por el Colegio de Profesores de Estudios de Posgrado e Investigación de ESIQUIE para examinar la tesis de titulada:

"Efecto de la deformación en frío sobre las propiedades mecánicas de los aceros: DIN 32CrMoV12 10, AISI 4340 y AISI 8620"

Presentada por el alumno:

ARREOLA
Apellido paterno

HERRERA
Apellido materno

RODOLFO
Nombre(s)

Con registro:

B	0	9	1	5	2	7
---	---	---	---	---	---	---

aspirante de:


MAESTRO EN CIENCIAS EN INGENIERÍA METALÚRGICA

Después de intercambiar opiniones los miembros de la Comisión manifestaron **SU APROBACIÓN DE LA TESIS**, en virtud de que satisface los requisitos señalados por las disposiciones reglamentarias vigentes.


LA COMISIÓN REVISORA

Director de tesis


DR. ALEJANDRO CRUZ RAMÍREZ


DR. FELIPE HERNÁNDEZ SANTIAGO


DR. JOSÉ FEDERICO CHÁVEZ ALCALÁ


DR. JOSÉ ANTONIO ROMERO SERRANO


DR. CARLOS GÓMEZ YAÑEZ


DR. DAVID HERNÁNDEZ SILVA

SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA
INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL
MEXICO, D. F.

ESCUELA SUPERIOR DE
INGENIERÍA QUÍMICA E
INDUSTRIAS EXTRACTIVAS
SECCIÓN DE ESTUDIOS
DE POSGRADO E
INVESTIGACIÓN
EL PRESIDENTE DEL COLEGIO


DR. JOSÉ JAVIER CASTRO ARELLANO



INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL
SECRETARÍA DE INVESTIGACIÓN Y POSGRADO

CARTA CESIÓN DE DERECHOS

En la Ciudad de México D.F. el día 25 del mes junio del año 2011, el (la) que suscribe Ing. Ind. Rodolfo Arreola Herrera alumno (a) del Programa de Maestría en Ciencias en Ingeniería Metalúrgica con número de registro B091527, adscrito a la Sección de Estudios de Posgrado e Investigación - ESIQIE, manifiesta que es autor (a) intelectual del presente trabajo de Tesis bajo la dirección de el Dr. Alejandro Cruz Ramírez y cede los derechos del trabajo intitulado "Efecto de la deformación en frío sobre las propiedades mecánicas de los aceros DIN 32CrMoV12-10, AISI 4340 Y AISI 8620", al Instituto Politécnico Nacional para su difusión, con fines académicos y de investigación.

Los usuarios de la información no deben reproducir el contenido textual, gráficas o datos del trabajo sin el permiso expreso del autor y/o director del trabajo. Este puede ser obtenido escribiendo a la siguiente dirección arrehero@yahoo.com.mx. Si el permiso se otorga, el usuario deberá dar el agradecimiento correspondiente y citar la fuente del mismo.


Ing. Ind. Rodolfo Arreola Herrera

Nombre y firma

AGRADECIMIENTOS

A **Dios**, por bendecirme para llegar hasta esta etapa profesional. Quiero agradecer también a mi padre que está en alguna parte cerca de Dios y que ha estado conmigo en todo momento.

A mi familia porque a pesar de no estar presentes físicamente, se que procuran mi bienestar y está claro que si no fuese por el esfuerzo realizado por ellos, no hubiera llegado a concluir esta etapa.

A mi hermosa y adorada esposa por permitirme compartir con ella mi vida y apoyarme siempre en todas las actividades que realizo.

Al Dr. Alejandro Cruz Ramírez por aceptarme para realizar esta tesis bajo su dirección. Su apoyo y confianza en mi trabajo ha sido un aporte invaluable.

Al Dr. Francisco Esparza Herrada por su importante aporte y participación en el desarrollo de esta tesis. Su disponibilidad y paciencia que hizo que nuestras siempre acaloradas discusiones redundaran benéficamente tanto a nivel científico como personal.

A todo el personal de la Dir. de Ind. Mil. que de forma directa o indirecta siempre estuvo dispuesto a apoyarme para que fuera posible la realización de este sueño.

A todas y cada una de las personas que han vivido conmigo la realización de esta tesis, que no necesito nombrar porque tanto ellas como yo sabemos que desde lo más profundo de mi corazón les agradezco el haberme brindado todo el apoyo, colaboración, ánimo y sobre todo cariño y amistad.

A todos los miembros de la ESIQIE: Directivos, profesores, compañeros, personal administrativo, en quienes siempre encontré el apoyo para salvar los obstáculos que se presentaron.

CONTENIDO

<i>AGRADECIMIENTOS</i>	i
<i>LISTA DE FIGURAS</i>	ii
<i>LISTA DE TABLAS</i>	iv
RESUMEN	v
ABSTRACT	vii
INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 1. CONCEPTOS TEORICOS	4
1.1 Procesos de deformación en frío	4
1.1.1 Características del trabajo en frío	5
1.1.2 Mecanismos de endurecimiento por deformación	5
1.1.3 Propiedades en función del porcentaje de trabajo en frío	6
1.1.4 Dislocaciones	7
1.1.5 Sistemas de deslizamiento	12
1.2 Propiedades mecánicas de los materiales	12
1.2.1 Bandeado	13
1.3 Forja radial	15
1.4 Aceros aleados	16
1.4.1 Clasificación de los aceros aleados	17
1.4.2 Aceros al Níquel- Cromo-Molibdeno	19
1.5 Tratamientos térmicos	19
1.5.1 Temple	20
1.5.2 Revenido	21
1.5.3 Normalizado	21
1.5.4 Diagramas de transformación	22
1.5.4.1 Diagramas de enfriamiento continuo (CCT)	22
1.5.4.2 Diagramas de tiempo temperatura transformación (TTT)	23
1.6 Estado del arte	24

CAPITULO 2. EXPERIMENTACIÓN	29
2.1 Composición química	30
2.2 Caracterización metalográfica	30
2.3 Difracción de rayos x	31
2.4 Caracterización mecánica	31
2.4.1 Ensayo de tensión	31
2.4.2 Ensayo de impacto	32
2.4.3 Ensayos de dureza	33
2.4.3.1 Dureza Brinell	33
2.4.3.2 Dureza Rockwell C	33
2.4.4 Deformación en frio	33
2.4.5 Tratamientos térmicos	34
CAPITULO 3: RESULTADOS Y DISCUSIÓN	35
3.1 Materia prima, caracterización inicial	35
3.1.1 Inclusiones no metálicas	35
3.1.2 Microestructura	37
3.1.3 Propiedades mecánicas	39
3.2 Material deformado en frio	40
3.2.1 Perfil de dureza	41
3.2.2 Propiedades mecánicas	42
3.3. Material deformado en frio a diferentes porcentajes	43
3.3.1 Perfil de dureza	43
3.3.2 Análisis metalográfico (MEB)	44
3.3.3 Ensayo de tensión	47
3.3.4 Ensayo de impacto	48
3.4. Tratamiento térmico de homogeneizado	49
3.5 Tratamiento de refinamiento de grano	51
3.5.1 Resistencia al impacto con y sin refinamiento de grano	53
3.6 Tratamiento de temple y revenido	54
CONCLUSIONES	58
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	61

LISTA DE FIGURAS

1	Efecto del trabajo en frío sobre la ductilidad y resistencia a la tracción	4
2	Alteración de la estructura de grano de un metal policristalino, a) Antes de la deformación plástica, b) después de la deformación plástica.	7
3	a) El cristal perfecto, b) es cortado un plano adicional de átomos es insertado, c) el borde inferior del plano adicional es la dislocación de borde.	8
4	a) El cristal perfecto es cortado, b) deformado una distancia igual a un espaciamiento atómico, c) la línea a lo largo de la cual ocurre este corte es una dislocación de tornillo	8
5	Cambios en las posiciones atómicas que acompañan el movimiento de una dislocación de borde a medida que esta se mueve en respuesta a una tensión de cizalladura aplicada.	9
6	a) dos dislocaciones de cuña del mismo signo y del mismo plano de deslizamiento se repelen; C y T indican regiones de compresión y de tensión. b) dislocaciones de cuña de signo opuesto y en el mismo plano de deslizamiento se ejercen fuerzas de atracción. Cuando se encuentran se aniquilan y dejan una región de cristal perfecto.	11
7	Microestructura del acero bandeado en estado recocido	14
8	Maquina de forjado radial y forma de los martillos	16
9	Relación entre dureza contenido de carbono y cantidad de martensita	20
10	Efecto del medio de temple sobre la curva de enfriamiento	21
11	Diagrama de enfriamiento continuo del acero AISI 8620	23
12	Diagrama TTT del acero AISI 4340	24
13	SEM micrografías de (a) BF y (b) MF	25
14	Diagrama de desarrollo experimental	29
15	Tipo de probeta a emplear en el ensayo de tensión.	32
16	Dimensiones de la probeta de impacto tipo charpy	32
17	Fotomicrografías a 100X del acero 32CrMoV12-10	34
18	Fotomicrografías a 100X del acero 32CrMoV12-10: a) Inclusiones de oxido globular y tipo sulfuro, b) Inclusiones de oxido globular.	36
19	Fotomicrografías a 100X del acero 4340: a) Inclusiones de oxido globular y tipo sulfuro, b) Inclusiones de oxido globular.	36
20	Fotomicrografías a 100X del acero 8620: a) Inclusiones de oxido globular, b) Inclusiones de oxido globular.	36
21	Fotomicrografías a 500 y 100X del acero 32CrMoV12-10: a) Martensita revenida, 500X, b) Presencia de bandeado, 100X.	37
22	Fotomicrografías a 500 y 100X del acero 4340: a) Microestructura formada por martensita revenida. 500X, b) No se aprecia la presencia de bandeado. 100X.	38
23	Fotomicrografías a 100X del acero 8620: a) Microestructura formada por perlita y ferrita, b) Presencia de bandeado.	38
24	Curva esfuerzo-deformación de los aceros analizados	39
25	a) Probetas para llevar a cabo la deformación en frío, b) Maquina de forja radial.	40
26	Fotomicrografia a 100X de los aceros: a) DIN 32CrMoV12-10, b) AISI 8620	41
27	Perfil de dureza del acero 32CrMoV12-10 con y sin deformado en frío	41
28	Curva esfuerzo-deformación de los aceros con 42 % de deformación en frío.	42
29	Perfil de dureza a muestras con diferente porcentaje de deformación en frío.	43
30	Fotomicrografia del acero 32CrMov12-10 a 2000X con una deformación del 46.46 %: a) zona de	45

	la superficie, b) zona de la superficie, c) zona media y d) zona central.	
31	Fotomicrografía del acero 32CrMov12-10 a 2000X con una deformación del 33.35 %: a) zona de la superficie, b) zona de la superficie, c) zona media y d) zona central.	46
32	Fotomicrografía del acero 32CrMov12-10 a 2000X con una deformación del 17.45 %: a) zona de la superficie, b) zona de la superficie, c) zona media y d) zona central.	47
33	Propiedades mecánicas del acero 32CrMoV12-10 con diferentes % de deformación en frío	48
34	Fotomicrografías a 100X del acero 32CrMoV12-10, después del tratamiento térmico de homogeneizado: a) 1200 °C, 3 h, b) 1300 °C, 3 h.	50
35	Fotomicrografías a 100X del acero 8620, después del tratamiento térmico de homogeneizado a 1300 °C, 3 h.	50
36	Fotomicrografías a 100X del acero 8620: a) homogeneizado a 1300 °C, 3 h, tamaño de grano 5 en el centro y 3.5 ASTM en la periferia, b) después del tratamiento térmico de refinamiento de grano, tamaño de grano 8 ASTM.	52
37	Fotomicrografías a 100X y 500X del acero 32CrMoV12-10: a) homogeneizado a 1300 °C, 3 h, refinado de grano a 880 durante 1 hora, b) homogeneizado a 1300 °C, 3 h, refinado de grano a 880 durante 13 horas.	53
38	Fotomicrografías a 100x del acero 32CrMoV12-10 revenido a: a) 600 °C, b) 640 °C y c) 680 °C.	54
39	Fotomicrografías a 100X del acero 32CrMoV12-10, homogeneizado a 1300 °C, 3 h, refinado de grano a 880 durante 13 h.	55
40	Fotomicrografías a 100X del acero 4340 revenido a: a) 500 °C, b) 550 °C y c) 600 °C.	56
41	Fotomicrografías a 100X del acero 8620 revenido a: a) 350 °C, b) 400 °C y c) 450 °C.	57

LISTA DE TABLAS

1. Propiedades de las fases perlita y Ferrita	14
2. Clasificación AISI de los principales aceros aleados	17
3. Aceros al Níquel-Cromo-Molibdeno	19
4. Microestructura y tratamiento térmico de las probetas	24
5. Propiedades mecánicas	25
6. Secuencia de los tratamientos térmicos	27
7. Composición química de los aceros empleados	30
8. Dimensiones de la probeta para ensayo de tensión	32
9. Parámetros de trabajo en la deformación en frío realizada	33
10. Composición química de los aceros es estudio	35
11. Resultados de la evaluación de las inclusiones no metálicas	35
12. Resultados de la evaluación de las microestructuras	37
13. Propiedades mecánicas de los aceros analizados	39
14. Condiciones de la deformación en frío	40
15. Propiedades mecánicas de los aceros deformados en frío	42
16. Valores de dureza promedios	44
17. Propiedades mecánicas del acero 32CrMoV12-10 con diferentes porcentajes de deformación en frío	47
18. Resistencia al impacto del acero 32CrMoV12-10 con diferentes porcentajes de deformación en frío.	48
19. Condiciones experimentales de los tratamientos térmicos de homogeneizado	49
20. Tratamientos térmicos de refinación de grano del acero 8620	51
21. Tratamientos térmicos de refinación de grano del acero 32CrMoV12-10	52
22. Resistencia al impacto de materiales homogeneizados con y sin refinamiento de grano	53
23. Parámetros de los tratamientos térmicos de temple y revenido del acero 32CrMoV12-10.	54
24. Parámetros de los tratamientos térmicos de temple y revenido del acero 4340	55
25. Parámetros de los tratamientos térmicos de temple y revenido del acero 8620.	56
26. Propiedades del acero 4340 con tratamientos térmicos de temple y revenido	56
27. Parámetros de los tratamientos térmicos de temple y revenido del acero 8620.	57
28. Propiedades del acero 8620 con tratamientos térmicos de temple y revenido	57

RESUMEN

Actualmente la industria automotriz y militar requiere de barras y tubos de aceros de baja aleación obtenidos mediante procesos de deformación en frío por la técnica de forja radial. Estos aceros deben resistir grandes esfuerzos debidos a calentamientos cíclicos generados por los impactos, sobre todo en el sentido perpendicular a la dirección de rolado. El proceso de forja radial requiere de un material de estructura homogénea para que mediante la aplicación de un cierto porcentaje de trabajo en frío, se obtengan las características finales deseadas del acero tales como microestructura, resistencia a la tensión, impacto y ductilidad. Sin embargo, es normal que los aceros presenten el fenómeno de bandeado (bandas longitudinales alternadas de perlita y ferrita), debido a que durante la solidificación se generan segregaciones, las cuales se alargan en el sentido longitudinal mediante los procesos de rolado, obteniendo aceros con un comportamiento anisotrópico.

En el presente trabajo se estudió el efecto de tres porcentajes de deformación en frío (17.45, 33.30 y 47.46 %) mediante el proceso de forja radial de tres aceros comerciales de baja aleación (DIN 32CrMoV12-10, AISI 4340 y AISI 8620) sobre sus propiedades mecánicas de dureza, resistencia a la tensión e impacto. Se llevaron a cabo tratamientos térmicos de homogeneizado para eliminar el bandeado, así como de temple y revenido, con el objeto de encontrar las mejores propiedades mecánicas para la fabricación de tubos de alta resistencia. Los resultados indican que los aceros DIN 32CrMoV12-10 y AISI 8620, presentaron problemas de bandeado, el cual se eliminó con un tratamiento térmico a una temperatura de 1300 °C, con una permanencia de tres horas y enfriamiento al interior del horno; sin embargo, el tamaño de grano creció, por lo que se realizó un tratamiento de refinamiento de grano previo a los tratamientos térmicos de temple y revenido.

De acuerdo a la norma DIN 50602, el acero DIN 32CrMoV12-10 presentó el nivel de inclusiones más bajas. Se determinó que la deformación en frío afecta toda la masa del material. La caracterización inicial de los aceros indica que la resistencia máxima a la tensión es similar para los aceros DIN 32CrMoV12-10 y AISI 4340; sin embargo, la resistencia al impacto es dos veces mayor en el acero DIN. Al incrementar el trabajo en

frio, el UTS se incrementó y la ductilidad disminuyó para los tres aceros. La resistencia al impacto se incrementó en un 18% para el acero DIN 32CrMoV12-10 al aumentar el porcentaje de deformación.

Con el tratamiento térmico de temple y revenido a 600 °C realizado al acero AISI 4340 se obtuvo la mejor relación entre resistencia al impacto y límite elástico, mejorándose las propiedades mecánicas de resistencia a la tensión, límite elástico y resistencia al impacto, así como la ductilidad, con respecto a las propiedades mecánicas con las que se adquirió.

Mediante el ensayo de impacto empleando probetas de acero AISI 8620 con tratamiento térmico de homogeneización, con y sin refinamiento de grano, fue posible corroborar el efecto significativo del tamaño de grano en la prueba de impacto.

La mejor relación entre las propiedades de resistencia al impacto, límite elástico y ductilidad del acero AISI 8620 fue obtenida con el tratamiento térmico de temple y revenido a 450°C. Así mismo se identificó una mejora significativa en las propiedades mecánicas con el tratamiento térmico de revenido de 450 °C, con respecto a las obtenidas con el revenido realizado a 400 °C.

El acero 32CrMoV12-10 fue el que obtuvo la mayor resistencia al impacto, lo cual se atribuye al V y Mo que mejoran esta propiedad en los aceros.

ABSTRACT

Automotive and military industries requires rods and tubes of low alloys steel obtained by cold deformation processes by the radial forging technique. These steels must withstand high stresses due to a cyclic heating generated by the impacts, especially in the direction perpendicular to the rolling direction. The radial forging process requires a material of homogeneous structure so that by applying a certain percentage of cold work, they obtain the desired final steel properties such as microstructure, tensile strength, impact strength and ductility. However, it is normal that steels present the phenomenon of banding (alternating longitudinal bands of pearlite and ferrite), because during the solidification, segregation is generated, which is elongated in the longitudinal direction by rolling processes, obtaining steels with anisotropic behavior.

In this work we study the effect of three cold deformation rates (17.45, 33.30 and 47.46%) through the radial forging process of three commercial low alloy steels (DIN 32CrMoV12-10, AISI 4340 and AISI 8620) on their mechanical properties of hardness, tensile strength and impact. A heat treatment was carried out to eliminate the banding. Quenching and tempering were also carried out in order to find the combination of cold deformation microstructure and to obtain the best mechanical properties for the manufacture of high-strength tubes. The results indicate that steels DIN 32CrMoV12-10 and AISI 8620, had problems with banding, which was eliminated with heat treatment at a temperature of 1300 °C for three hours and cooling inside the furnace. However, the grain size grew, so a grain refining heat treatment prior to quenching and tempering was required.

According to the norm DIN 50602, DIN steel 32CrMoV12-10 showed the lowest level of inclusions. It was determined that the cold deformation affects the entire mass of material. The initial characterization of steels indicates that the maximum resistance to stress is similar for steels DIN 32CrMoV12-10 and AISI 4340, but the impact strength is two times higher in the steel DIN. Increasing the cold work, the UTS increased and the ductility decreased for the three steels. The impact resistance was increased by 18% steel DIN 32CrMoV12-10 by increasing the deformation.

The heat treatment and tempering at 600 ° C gave the best relationship between impact strength and yield strength for the steel AISI 4340, improving the mechanical properties of tensile strength, yield strength and impact resistance as well as ductility, with respect to the mechanical properties with which it was purchased.

The effect of grain size on the impact test was studied by using the impact test of AISI 8620 steel with heat treatment homogeneity, with and without grain refinement.

The best relationship between the properties of impact strength, yield strength and ductility of AISI 8620 steel was obtained with the heat treating and tempering at 450 ° C. Likewise, we identified a significant improvement in mechanical properties with tempering heat treatment at 450 ° C compared to those obtained with the tempering performed at 400 ° C.

Steel 32CrMoV12-10 had the highest impact resistance due to the presence of V and Mo that improve.

INTRODUCCIÓN

Los metales han sido siempre elementos fundamentales en el desarrollo de la humanidad, como bien se ilustra por el hecho de que los arqueólogos se refieren a una edad del bronce y una edad del hierro en su clasificación de las etapas de la evolución del hombre. El desarrollo de la ciencia y la tecnología aunado a la industrialización de los países en el último siglo han cambiado drásticamente nuestras vidas cotidianas.

Dentro de la gran variedad de procesos de fabricación, manufactura o producción enfocados a modificar las características de los metales para obtener las propiedades finales determinadas de los componentes metálicos, existen los procesos de conformado, los cuales se clasifican en dos grupos principales: deformación en frío y en caliente. La diferencia básica entre ambos procesos es la temperatura a la cual se llevan a cabo. Generalmente los procesos de deformación en frío se realizan por debajo de la temperatura de recristalización y los de deformación en caliente se llevan a cabo por encima de esta temperatura.

Dentro del grupo de procesos de deformación en frío existe el denominado proceso de forja radial el cual tiene sus orígenes en Australia en el año de 1946 y consta de una máquina construida de cuatro martillos. La primera máquina de este tipo fue construida a inicios del año de 1960 y desde entonces las capacidades de la máquina, así como sus aplicaciones han mejorado continuamente.

La máquina de forjado radial de cuatro martillos consiste básicamente en aplicar una presión mecánica de golpeteo corto al metal en donde el eje de la pieza de trabajo se mantiene fijo sobre la línea central de la máquina, condición que permite usar este proceso para la fabricación de piezas simétricas tales como barras o tubos metálicos con dimensiones interiores específicas, las cuales se obtienen empleando una herramienta denominada mandril.

Durante el forjado, los martillos se mantienen en una posición que permite transmitir una carga y descarga de presión al metal, el cual está girando a un determinado número de revoluciones por minuto (RPM) y avanzando a una determinada velocidad (mm/min), parámetros que pueden ser fijados y controlados mediante programación.

Mediante los procesos de deformación en frío se modifican las propiedades del material, obteniéndose un incremento en la resistencia a la tensión y límite elástico, aunque se tiene una reducción en la ductilidad.

El comportamiento mecánico de los materiales antes y después de los procesos de deformación en frío puede ser evaluado mediante la realización de ensayos de laboratorio que reproduzcan las condiciones de servicio hasta donde sea posible. Los factores que deben considerarse son la naturaleza de la carga aplicada, su duración, así como las condiciones del medio.

Otro factor importante a considerar en los procesos de deformación en frío es la microestructura del material deformado, ya que las propiedades mecánicas finales del material dependen directamente de la microestructura.

En la industria nacional (principalmente en la automotriz y Militar) se llevan a cabo la fabricación de diferentes productos de acero mediante los procesos de deformación en frío empleando la técnica de forja radial, en la cual las características finales del material tales como microestructura, resistencia a la tensión e impacto y ductilidad son obtenidas mediante cierto porcentaje de trabajo en frío. Razón por la cual es muy importante conocer cómo se afectan las propiedades durante su fabricación, así como cuál es la relación existente entre las propiedades mecánicas y características microestructurales antes y después del forjado en frío.

Existen componentes o productos de uso especial, los cuales tienen asignado un material con características específicas y procesos de fabricación bien definidos, lo que les permite cumplir con los requerimientos del diseño. A nivel industrial, no todos los desarrollos tecnológicos son del dominio público, a fin de mantener la dependencia tecnológica; sin embargo, mediante la investigación es posible conocer las razones de las consideraciones técnicas, así como proponer alternativas que cumplan con la finalidad del diseño.

Cada metal o aleación tiene un comportamiento diferente a la deformación en función de su composición química y microestructura. Sin embargo, se pueden modificar sus propiedades de acuerdo al proceso de fabricación, por lo que se pueden tener alternativas en las cuales

empleando materiales diferentes se fabriquen productos dentro del mismo intervalo de confiabilidad. Para obtener dichas alternativas es necesario conocer de forma precisa como influye el proceso de fabricación en cada materia prima considerada como alternativa, así como el proceso de fabricación de los componentes en los que será empleada. De tal forma que se generen alternativas para el empleo de diferentes materiales y se disminuya la dependencia tecnológica mediante la investigación y al mismo tiempo se adquiera capacitación acerca de los criterios de selección de materiales, procesos de fabricación y como consecuencia se mejore la calidad y utilidad de los productos.

La capacidad de un material para ser deformado, depende principalmente de los siguientes factores: composición química y la microestructura del material.

En este trabajo se estudió el efecto del trabajo en frío mediante forja radial y diferentes tratamientos térmicos para tres aceros comerciales de baja aleación. Se caracterizaron mecánica y metalográficamente antes y después del tratamiento térmico y del trabajo en frío con el objeto de obtener las mejores propiedades de cada acero (resistencia a la tensión, impacto y ductilidad) para generar alternativas de selección de materiales en la fabricación de tubos de alta resistencia. Además se diseñó un tratamiento térmico de homogeneización para eliminar el problema del bandeado.

CAPÍTULO 1. CONCEPTOS TEORICOS

1.1 Procesos de deformación en frío

El endurecimiento por deformación es un fenómeno por el cual un metal dúctil se hace más duro y resistente a medida que es deformado plásticamente. A veces también se denomina acritud, o bien endurecimiento por trabajo en frío, debido a que la temperatura a la cual ocurre es "fría" en relación a la temperatura de fusión del metal. La mayoría de los metales se endurecen por deformación a temperatura ambiente ^[1].

A veces es conveniente expresar el grado de deformación plástica como el porcentaje de trabajo en frío más que como deformación. El porcentaje de trabajo en frío se define:

$$\text{Porcentaje de deformación en frío} = \frac{A_o - A_f}{A_o} \times 100$$

Donde A_o , es el área original de la sección que experimenta la deformación, y A_f es el área después de la deformación.

El límite elástico y la resistencia a la tensión del acero se incrementan con el aumento del trabajo en frío, sin embargo la ductilidad del metal disminuye. La Fig. 1 muestra el efecto del porcentaje de trabajo en frío sobre la ductilidad y la resistencia a la tensión para varias aleaciones, se observa que al incrementar el porcentaje de trabajo en frío existe un incremento en la resistencia a la tensión y un decremento en la ductilidad para las tres aleaciones (acero, latón y cobre) ^[1].

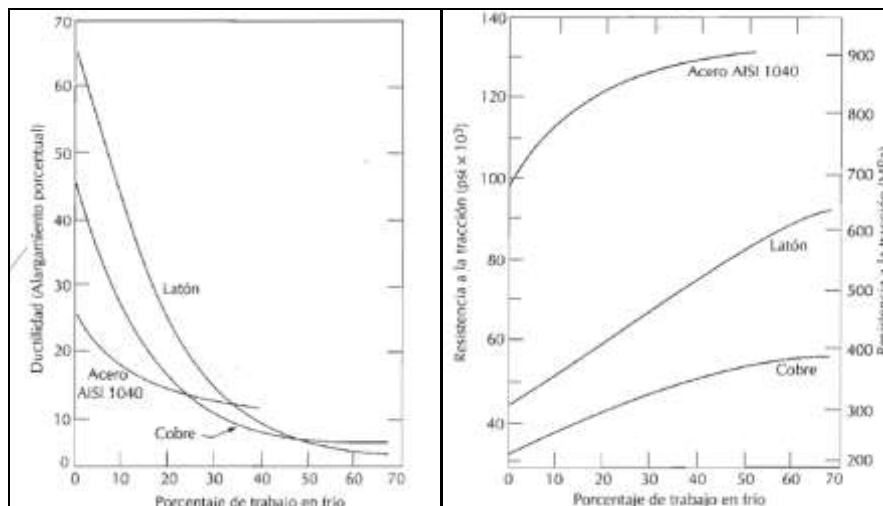


Fig. 1. Efecto del trabajo en frío sobre la ductilidad y resistencia a la tracción.

El fenómeno de endurecimiento por deformación se explica en base a las interacciones entre los campos de deformación de las dislocaciones. La densidad de dislocaciones en un metal aumenta con la deformación. En consecuencia, la distancia media entre dislocaciones disminuye. En promedio, las interacciones dislocación-dislocación son repulsivas. El resultado neto es que el movimiento de una dislocación es limitado debido a la presencia de otras dislocaciones.

A medida que la densidad de dislocaciones aumenta, la resistencia al movimiento de éstas debido a otras dislocaciones se hace más pronunciada. Así el esfuerzo necesario para deformar el metal aumenta con el porcentaje de deformación en frío.

1.1.1 Características del trabajo en frío

Existen ventajas y limitaciones en el endurecimiento de un metal mediante el trabajo en frío o endurecimiento por deformación:

1. Simultáneamente se puede endurecer el metal y producir la forma final deseada.
2. Mediante el proceso de trabajo en frío es posible obtener tolerancias dimensionales y terminados superficiales excelentes.
3. El proceso de trabajo en frío es un método económico para producir grandes cantidades de pequeñas piezas, ya que no requiere de fuerzas elevadas ni de equipo de conformado costoso.
4. Algunos metales, como el magnesio tienen un número limitado de sistemas de deslizamiento y a temperatura ambiente son más bien frágiles; por lo que sólo es posible realizar un grado reducido de trabajo en frío.
5. No existe crecimiento de grano ya que no hay oportunidad para el crecimiento del grano. Ocurre lo contrario, es decir, reducción de grano. Un 80% de reducción de trabajo en frío hace que los granos se reduzcan en cinco veces el tamaño original ^[2].

1.1.2 Mecanismos de endurecimiento por deformación

Cuando se aplica un esfuerzo superior al límite elástico, las dislocaciones empiezan a deslizarse, generando un aumento en la densidad de dislocaciones en un metal al incrementar

el trabajo en frío. El movimiento de dislocaciones se limita debido a la presencia de otras dislocaciones, a medida que la densidad de las dislocaciones aumenta.

Para entender los mecanismos de endurecimiento es importante la relación entre el movimiento de las dislocaciones y el comportamiento mecánico de los metales. Debido a que la deformación plástica macroscópica corresponde al movimiento de un gran número de dislocaciones, la capacidad de un metal para deformarse plásticamente depende de la capacidad de las dislocaciones para moverse. Puesto que la dureza y la resistencia (tanto a la deformación plástica como a la tensión) están relacionadas con la facilidad con la cual la deformación plástica puede ocurrir, la resistencia mecánica se puede aumentar reduciendo la movilidad de las dislocaciones. Por lo tanto se requiere de grandes fuerzas mecánicas para iniciar la deformación plástica. Por el contrario, si se facilita el movimiento de las dislocaciones, mayor será la facilidad con que un metal podrá deformarse, y será más dúctil y menos resistente.

1.1.3 Propiedades en función del porcentaje de trabajo en frío

El cambio de sus propiedades se debe a la deformación de los granos y a las tensiones que se originan, cuando un metal ha recibido este tratamiento se dice que tiene acritud. La acritud se caracteriza por que el metal adquiere un aumento de dureza y este fenómeno es considerable, cuando mayor es la deformación.

Comportamiento anisotrópico

A lo largo del proceso de deformación (rolado), los granos giran y al mismo tiempo se alargan, haciendo que ciertas direcciones y planos cristalográficos queden alineados. En consecuencia, se desarrollan orientaciones, es decir, texturas preferenciales, causando un comportamiento anisotrópico (Fig. 2) ^[2]

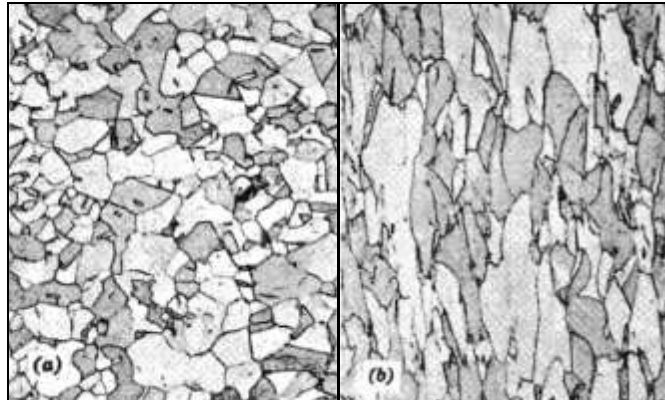


Fig. 2. Alteración de la estructura de grano de un metal policristalino.

a) Antes de la deformación plástica, b) después de la deformación plástica.

Esfuerzos residuales

Los esfuerzos residuales se desarrollan durante la deformación. Una pequeña parte del esfuerzo aplicado quizás aproximadamente el 10 % queda almacenada en el interior de la estructura en forma de una intrincada red de dislocaciones. Los esfuerzos residuales incrementan la energía total de la estructura.

Los esfuerzos residuales no están uniformemente distribuidos en todo el metal deformado. Por ejemplo, puede haber altos esfuerzos residuales a la compresión en la superficie de una placa laminada, mientras en su centro quedan almacenados esfuerzos a la tensión elevados.

Los esfuerzos residuales también afectan la capacidad de la pieza para soportar una carga, Si se aplica un esfuerzo a la tensión a un material que ya tenga esfuerzos residuales a la tensión, el esfuerzo total actuando sobre la pieza es la suma de los esfuerzos aplicado y residual. Pero si están almacenados esfuerzos a la compresión en la superficie de una pieza metálica, un esfuerzo a la tensión aplicado primero deberá equilibrar los esfuerzos residuales a la compresión. Ahora la pieza pudiera ser capaz de soportar una carga mayor a la normal.

1.1.4 Dislocaciones

En los primeros estudios de los materiales se constató que la resistencia teórica de un cristal perfecto es muy superior al valor medido experimentalmente. Durante los años 30, se pensó que esta discrepancia en la resistencia mecánica se podía explicar por la existencia de un tipo de defecto lineal cristalino que desde entonces se ha llamado dislocación. Sin embargo, no fue hasta la década de los cincuenta cuando fue confirmada la existencia de tal defecto mediante

observación directa con el microscopio electrónico de transmisión. Desde entonces se ha desarrollado una teoría de dislocaciones.

Los dos tipos básicos de dislocaciones son la dislocación de borde y la dislocación de tornillo. En una dislocación de borde, existen distorsiones localizadas de la red alrededor del borde de un semiplano adicional de átomos, el cual también define la dislocación (Fig. 3) ^[1]

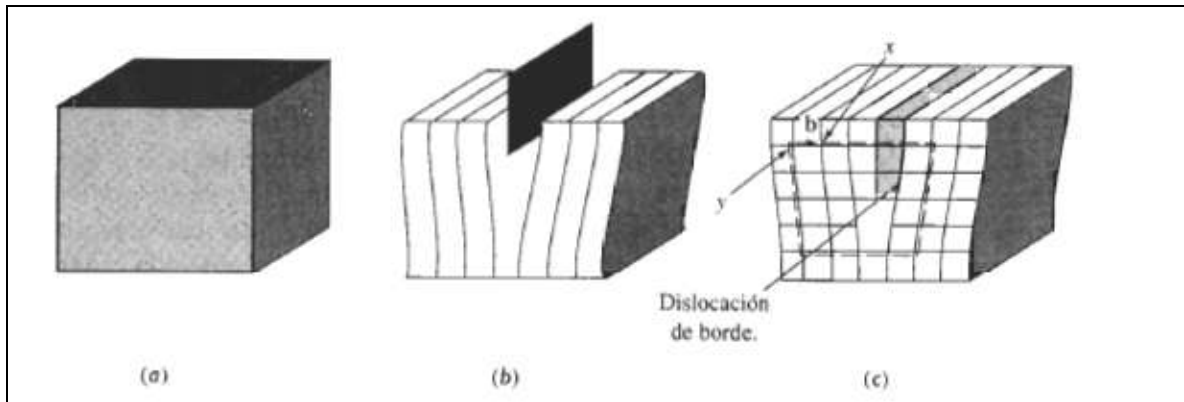


Fig. 3. a) El cristal perfecto, b) un plano adicional de átomos es insertado, c) el borde inferior del plano adicional es la dislocación de borde.

Una dislocación de tornillo puede ser visualizada como el resultado de una distorsión de cizalladura; la línea de la dislocación pasa a través del centro de una espiral, formada por rampas de planos atómicos (Fig. 4). Muchas dislocaciones en los materiales cristalinos tienen tanto componentes de tornillo como de borde; entonces se denominan dislocaciones mixtas.

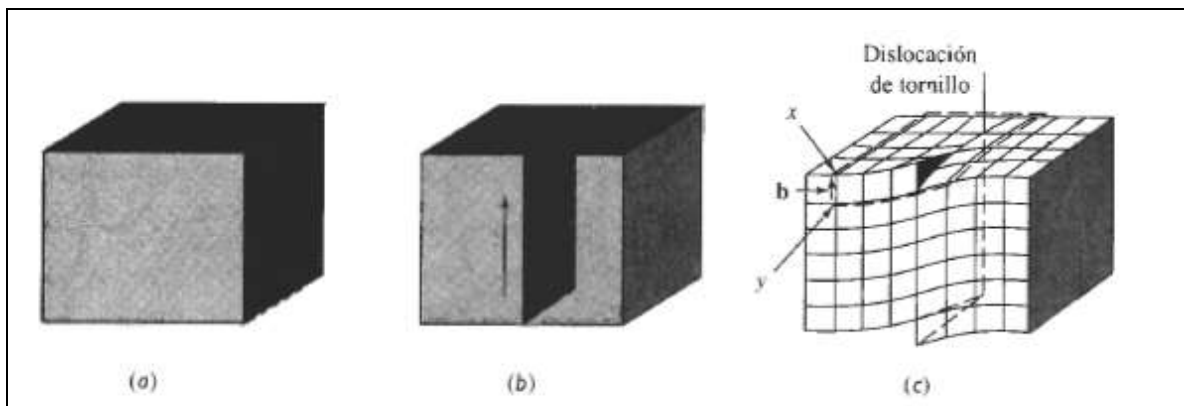


Fig. 4. a) El cristal perfecto es cortado, b) deformado una distancia igual a un espaciamento atómico, c) la línea a lo largo de la cual ocurre este corte es una dislocación de tornillo.

La deformación plástica corresponde al movimiento de un gran número de dislocaciones. Una dislocación de borde se mueve en respuesta a una cizalladura aplicada en una dirección perpendicular a la línea de la dislocación; la mecánica del movimiento de las dislocaciones se muestra en la Figura 5. Considerando que A es el plano adicional inicial de átomos a desplazarse, cuando la tensión de cizalladura es aplicada de la manera indicada en la Figura 5a; el plano A es forzado a desplazarse hacia la derecha y éste a su vez empuja la parte superior de los planos B, C, D y así sucesivamente, en la misma dirección. Si la cizalladura aplicada es suficientemente elevada, los enlaces interatómicos del plano B se rompen a lo largo del plano de cizalladura, y la parte superior del plano B se convierte en el semiplano adicional de átomos y el plano A se une con la mitad inferior del plano B (Figura 5b). Este proceso se repite para los otros planos, de tal manera que el semiplano adicional se mueve de derecha a izquierda en pasos discretos mediante la sucesiva y repetida rotura de los enlaces y desplazamientos de magnitud igual a la distancia interatómica de la mitad de los planos superiores. Antes y después del movimiento de una dislocación a través de alguna determinada región del cristal, la distribución de los átomos es ordenada y perfecta; la estructura de la red es distorsionada únicamente durante el paso del semiplano adicional de átomos. Finalmente éste puede emerger en la superficie de la derecha del cristal, formando un escalón de magnitud igual a una distancia interatómica, como se observa en la Figura 5c^[1]

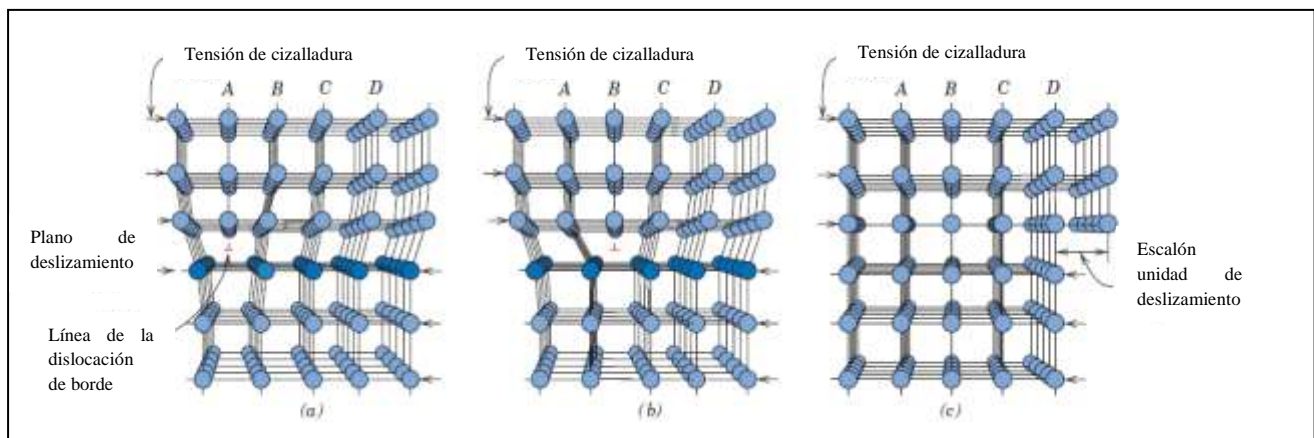


Fig. 5. Cambios en las posiciones atómicas que acompañan el movimiento de una dislocación de borde a medida que esta se mueve en respuesta a una tensión de cizalladura aplicada.

El proceso mediante el cual se produce la deformación plástica por el movimiento de dislocaciones se denomina deslizamiento. El plano a lo largo del cual se mueve la dislocación se denomina plano de deslizamiento, tal como se indica en la Fig. 5. La deformación plástica macroscópica corresponde simplemente a la deformación permanente que resulta del movimiento de dislocaciones, o sea deslizamiento, en respuesta a una tensión de cizalladura aplicada^[1].

Virtualmente todos los materiales contienen algunas dislocaciones que son introducidas durante la solidificación, la deformación plástica, o como consecuencia de tensiones térmicas que resultan del enfriamiento rápido. El número de dislocaciones, o sea la densidad de dislocaciones de un material, se expresa como la longitud total de dislocación por unidad de volumen o, lo que es equivalente, al número de dislocaciones que cruza la unidad de área de una sección al azar. Las unidades de densidad de dislocación son milímetros de dislocación por milímetro cúbico o sencillamente por milímetro.

Varias características de las dislocaciones son importantes con respecto a las propiedades mecánicas de los metales. Estas incluyen los campos de tensiones que existen alrededor de las dislocaciones, los cuales determinan la movilidad de éstas, así como su capacidad para multiplicarse.

Cuando los metales son deformados plásticamente, una fracción de la energía de deformación (aproximadamente 10%) es retenida internamente; el resto es disipado en forma de calor. La mayor proporción de esta energía almacenada es en forma de energía de deformación asociada con dislocaciones. Existe una distorsión de la red de átomos alrededor de la línea de la dislocación debido a la presencia del plano extra de átomos. Como consecuencia, existen regiones en las cuales se producen deformaciones de la red de compresión, de tracción y de cizalladura sobre los átomos vecinos.

Estas distorsiones de la red pueden ser consideradas como campos de deformaciones que irradian a partir de la línea de la dislocación. Las deformaciones se extienden en los átomos vecinos, y su magnitud disminuye con la distancia radial a la línea de la dislocación.

Los campos de deformaciones que rodean a las dislocaciones interactúan unos con otros de tal manera que sobre cada dislocación se ejerce una fuerza que corresponde al efecto combinado de todas las otras dislocaciones presentes. Por ejemplo, considerar dos dislocaciones de borde que tienen el mismo signo y el mismo plano de deslizamiento, tal como se observa en la Figura 6a. Los campos de deformación de tensión y de compresión de cada dislocación están en el mismo lado del plano de deslizamiento: la interacción del campo de deformaciones es tal que entre estas dos dislocaciones se produce una fuerza de repulsión mutua que tiende a separarlas. Por otro lado, dos dislocaciones de signo opuesto y en el mismo plano de deslizamiento se atraen, tal como se indica en la Figura 6b, y se producirá su aniquilación cuando se encuentren. Esto es que los dos semiplanos adicionales de átomos se alinean y se convierten en un plano perfecto.

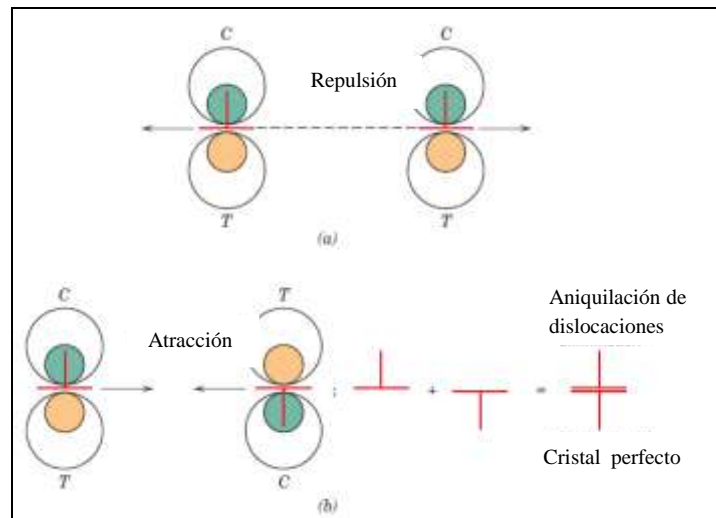


Fig. 6. a) dos dislocaciones de cuña del mismo signo y del mismo plano de deslizamiento se repelen; C y T indican regiones de compresión y de tensión. b) dislocaciones de cuña de signo opuesto y en el mismo plano de deslizamiento se ejercen fuerzas de atracción. Cuando se encuentran se aniquilan y dejan una región de cristal perfecto.

Durante la deformación plástica, el número de dislocaciones aumenta dramáticamente. Se sabe que la densidad de dislocaciones en un metal que ha sido muy deformado puede ser tan alta como 10^{10} mm^{-2} . Los límites de grano, así como los defectos internos e irregularidades superficiales tales como ralladuras y muescas, actúan como concentradores de tensiones, facilitando así la formación de dislocaciones durante la deformación. En algunas circunstancias, las dislocaciones existentes también pueden multiplicarse ^[1].

1.1.5 Sistemas de deslizamiento

Las dislocaciones no se mueven con el mismo grado de facilidad sobre todos los planos cristalográficos de átomos y en todas las direcciones cristalográficas. Normalmente existe un plano preferido, y en éste existen direcciones específicas a lo largo de las cuales ocurre el movimiento de las dislocaciones. Este plano se denomina plano de deslizamiento: por consiguiente, la dirección del movimiento se denomina dirección de deslizamiento. Esta combinación de plano y dirección de deslizamiento se denomina sistema de deslizamiento ^[1]

El sistema de deslizamiento depende de la estructura cristalina de los metales y es tal que la distorsión atómica que acompaña al movimiento de una dislocación es mínima. Para una determinada estructura cristalina, el plano de deslizamiento es el plano que tiene la distribución más densa de átomos, es decir, tiene la mayor densidad planar de átomos. La dirección de deslizamiento corresponde a la dirección, en este plano, que es más compacta, es decir, que tiene la mayor densidad lineal ^[1]

Existen diferentes sistemas de deslizamiento para una determinada estructura cristalina; el número de sistemas de deslizamiento independientes representa las distintas combinaciones posibles de planos y direcciones de deslizamiento. Por ejemplo, en el caso de cristales cúbicos centrados en las caras, existen 12 sistemas de deslizamiento; 4 planos (111), y dentro de cada plano tres direcciones (110) independientes.

Los metales con estructuras cristalinas FCC o BCC tienen un número elevado de sistemas de deslizamiento (por lo menos 12). Estos metales son bastante dúctiles debido a la extensa deformación plástica que puede conseguirse en los varios sistemas. Por el contrario, los metales HC tienen pocos sistemas de deslizamiento activos y son bastante frágiles.

1.2 Propiedades mecánicas de los materiales

Al seleccionar los materiales para un producto deben de considerarse las propiedades de los materiales, las cuales son un conjunto de características que hacen que el material se comporte de una manera determinada ante estímulos externos. Las principales propiedades de los materiales son las mecánicas.

En ingeniería las propiedades mecánicas de los materiales describen la forma en que el material se comporta a la aplicación de una fuerza. Estas propiedades también determinan el comportamiento que puede tener un material en los diferentes procesos de conformado requeridos para llegar a una forma útil. Estas quizás son las más importantes, ya que describen el comportamiento de los materiales cuando son sometidos a fuerzas externas. Una propiedad muy general de este tipo es la resistencia mecánica, que es la resistencia que presenta un material ante fuerzas externas. Algunas propiedades mecánicas de los materiales son:

Elasticidad: Propiedad de un material a deformarse bajo la acción de una fuerza externa y volver a su forma original cuando se retira la fuerza aplicada.

Plasticidad: Propiedad de algunos materiales sólidos de adquirir deformaciones permanentes, bajo la acción de una presión o fuerza exterior, sin que se produzca rotura.

Ductilidad: Considerada una variante de la plasticidad, es la propiedad que poseen ciertos metales para poder estirarse en forma de hilos finos.

Tenacidad: Es la propiedad que tienen ciertos materiales de soportar, sin romperse, los esfuerzos de impacto que se le apliquen.

1.2.1 Bandeado

El bandeo es causado por la segregación de los elementos de aleación durante la solidificación en los aceros ferríticos-perlíticos y durante las subsecuentes operaciones de trabajo en caliente la segregación es alargada y alineada en la dirección de trabajo, dando como resultado el bandeo (Fig. 7), el cual consiste en la alineación de líneas paralelas alternadas de Ferrita y Perlita, formando "bandas" alternadas en la dirección del rolado.

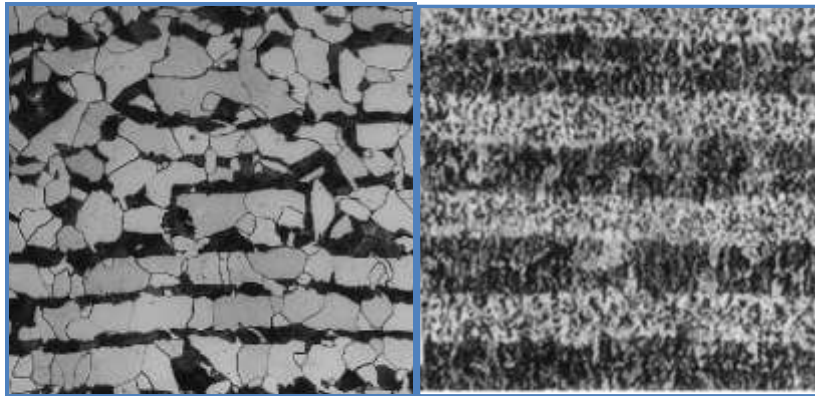


Fig. 7. Microestructura del acero bandeado en estado recocido.

Se obtienen diferentes propiedades mecánicas en función del sentido en que se aplique el esfuerzo, es decir, "se tiene un comportamiento anisotrópico". La mayor resistencia mecánica se obtiene en el sentido del rolado y la menor en el sentido perpendicular al mismo. La diferencia en propiedades mecánicas es muy marcada, de tal forma que si una pieza debe resistir esfuerzos severos en el sentido perpendicular al rolado se tiene una alta probabilidad de fallar. La tabla 1 muestra las propiedades mecánicas de las fases perlita y ferrita.

Bajo esfuerzos por impacto en aceros ferríticos-perlíticos, las fallas por fisuración se inician en las capas de Perlita por su mayor fragilidad, la resistencia a las fallas por fatiga es mucho menor en la Perlita que en la Ferrita, por lo que, cuando la pieza se somete a esfuerzos cíclicos durante su desempeño, las fallas por fatiga siempre se inician en las capas de Perlita.

Tabla 1. Propiedades de las fases perlita y Ferrita

Fase	C (%)	R.T. (lb/in ²) recocido	R.T. (lb/in ²) 80 % reducción	L.E. (lb/in ²)	Elongación (%)	Dureza (HB)	Impacto (J)	A1 (°C)	A3 (°C)
Ferrita	0.002	43000	67000	24000	30	86	115	730	875
Perlita	0.77	112000	195000	62000	10	229	7	730	730

Todos los metales se endurecen (y se fragilizan) cuando se deforman en frío mas allá de su límite elástico, si el metal está bandeado, al ser deformada o maquinada la pieza, el endurecimiento por deformación en frío es mucho más marcado en las capas de Perlita que en las de Ferrita, generando tensiones residuales adicionales entre capa y capa.

Cuando la pieza se expone a calentamientos y enfriamientos alternados, la diferencia de coeficientes de expansión térmica hace que cada capa se expanda y contraiga de manera diferente, originando una separación entre las capas y la falla de la pieza por fatiga térmica. Además de que durante los tratamientos térmicos, las temperaturas requeridas para las transformaciones son diferentes para cada banda, obteniendo productos de transformación (fases y propiedades mecánicas) diferentes.

Finalmente al templear la pieza, se tiene como resultado bandas con diferentes propiedades mecánicas, ya que la dureza alcanzada por temple así como las tensiones residuales de la martensita formada, son directamente proporcionales al contenido de carbono del acero.

1.3 Forja radial

La forja radial fue concebida por primera vez en Austria en 1946. La primera máquina de 4 martillos fue construida en Australia a principios de la década de los 60s. Posteriormente la capacidad y número de aplicaciones del forjado radial se han ido incrementando, mejorando las máquinas de este tipo ^[5]

La máquina de forjado radial de cuatro martillos consiste básicamente de la aplicación de una presión mecánica de golpeteo corto en donde el eje de la pieza de trabajo se mantiene fija sobre la línea central de la máquina, condición que permite usar este proceso para la fabricación de piezas simétricas tales como barras o tubos con dimensiones interiores específicas, las cuales se obtienen empleando una herramienta denominada mandril ^[5]

La pieza de trabajo se mueve solo en la dirección longitudinal, durante el forjado de secciones transversales, el movimiento rotatorio del chuck es sincronizado. Los procesos de forjado radial incluyendo carga y descarga, pueden ser hechos automáticamente mediante control numérico, por lo que no dependen del criterio del operador, sino de un programa óptimo de forjado que garantiza la repetitividad del proceso.

La tecnología de las máquinas de forjado de 4 martillos (Fig. 8) difiere de otros procesos de conformado, debido a que en la máquina de forjado radial, la pieza de trabajo es formada al mismo tiempo mediante el arreglo de 4 martillos en un plano. La dispersión libre que ocurre entre las dos herramientas de contacto en todos los métodos de forja convencional es eliminada. Un contacto de presión radial en la circunferencia de la pieza de trabajo iguala y pone la superficie completa de la pieza de trabajo bajo esfuerzos de compresión. Estos esfuerzos de compresión previenen la formación de fracturas en la superficie durante los procesos de forjado y mejora los defectos existentes ^[5].

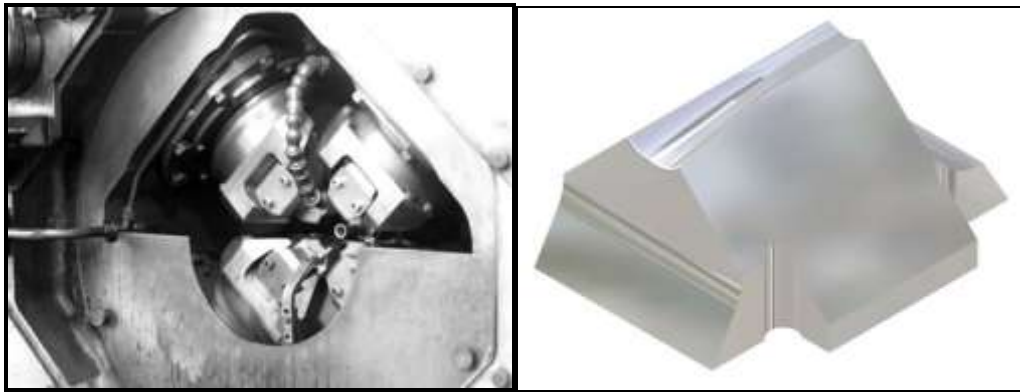


Fig. 8. Máquina de forjado radial y forma de los martillos.

En el forjado entre 4 martillos, puede ocurrir un incremento de temperatura en el material de trabajo, lo cual depende del intervalo de deformación, así como de la resistencia del material, sin embargo puede ser compensada mediante la selección de un intervalo correcto de deformación para el material que se emplee, así como de un medio de enfriamiento adecuado.

1.4 Aceros aleados

A pesar de que los aceros al carbono pueden ser producidos en un gran intervalo de resistencias a un relativo bajo costo, sus propiedades no son siempre adecuadas para todas las aplicaciones de ingeniería. En general los aceros al carbono tienen las siguientes limitaciones [14]

1. No pueden ser sometidos a una resistencia de alrededor de 100 000 psi, sin una significativa pérdida de tenacidad (resistencia al impacto) y ductibilidad.

2. Baja templabilidad, por lo tanto no se pueden obtener secciones grandes con estructura martensítica.
3. Requieren velocidades de temple rápidas para obtener un endurecimiento completo en aceros al carbono para producir estructuras martensíticas. Este temple rápido ocasiona distorsión de la forma y fracturas de acero tratado térmicamente.
4. Tienen una pobre resistencia al impacto a temperaturas bajas.
5. Tienen una pobre resistencia a la corrosión en muchos medios ambientes de ingeniería.
6. El acero al carbono se oxida sin ninguna dificultad a temperaturas elevadas.

1.4.1 Clasificación de los aceros aleados

En el sentido técnico, el termino aceros aleados puede ser empleado para aceros con 1 a 4 % de elementos de aleación. La clasificación de acuerdo al sistema AISI es la que se indica en la tabla 2 ^[14].

Tabla 2. Clasificación AISI de los principales aceros aleados

Aceros al Manganeso	13XX	Mn 1.75%
Aceros al Molibdeno	40XX	Mo .20-.25%
	44XX	Mo .40-.52%
Aceros al cromo-molibdeno	41XX	Cr .50-.95%, Mo .12-.30%
Aceros al Níquel-Cromo-Molibdeno	43XX	Ni 1.82%, Cr .50-.80%, Mo .25%
	47XX	Ni 1.05%, Cr .45%, Mo .20-.35%
Aceros al Níquel-Molibdeno	46XX	Ni .85-1.82%, Mo .20-.25%
	48XX	Ni 3.50%, Mo .25%
Aceros al Cromo	50XX	Cr .27-.65%
	51XX	Cr .80-1.05%
	50XXX	Cr .50%, C 1.00% min
	51XXX	Cr 1.02%, C 1.00% min
	52XXX	Cr 1.45%, C 1.00% min
Aceros al Níquel-Cromo-Molibdeno	81XX	Ni .30%, Cr .40%, Mo .12%
	86XX	Ni .55%, Cr .50%, Mo .20%
	87XX	Ni .55%, Cr .50%, Mo .25%

	88XX	Ni .55%, Cr .50%, Mo .35%
Aceros al Silicio-Manganeso	92XX	Si 1.40-2.00%, Mn .65-.85%, Cr 0-.65%
Aceros al Níquel-Cromo-Molibdeno	93XX	Ni 3.25%, Cr 1.20%, Mo .12%
	94XX	Ni .45%, Cr .40%, Mo .12%
	97XX	Ni .55%, Cr .20%, Mo .20%
	98XX	Ni 1.00%, Cr .80%, Mo .25%

Efectos generales de los elementos de aleación en los aceros

Los elementos de aleación son agregados a los aceros al carbono con muchos propósitos.

Algunos de los más importantes son:^[14]

1. Mejorar las propiedades mecánicas mediante un incremento en la templabilidad.
2. Incrementar el endurecimiento por trabajo en frío
3. Permitir altas temperaturas de revenido sin perder resistencia y ductilidad.
4. Mejorar las propiedades mecánicas a altas y bajas temperaturas.
5. Mejorar las propiedades tales como resistencia a la abrasión y comportamiento a la fatiga.

Influencia de los elementos de aleación en los aceros

El efecto de la adición de los elementos aleantes en los aceros se resume en los siguientes aspectos ^[13]:

1. Preferencia de los elementos de aleación a formar solución sólida con la ferrita (Silicio, aluminio, cobre, cobalto y fósforo) y preferencia a formar carburos (Manganeso, Cromo, Wolframio, Molibdeno, Vanadio y Titanio). La repartición de un elemento entre la ferrita y los carburos depende, también de las proporciones relativas de los diferentes elementos presentes en el material.
2. Tendencia de ciertos elementos aleados a desarrollar estructuras ferríticas (cromo, silicio, molibdeno, aluminio y vanadio) o a favorecer la formación de estructuras austeníticas (níquel y manganeso).

1.4.2 Aceros al Níquel- Cromo-Molibdeno

Estos aceros de baja aleación contienen alrededor de 1.8% Ni, de 0.5 a 0.8 % Cr y 0.20% Mo, los cuales pertenecen a la serie de aleaciones 43xx. En la serie 86xx, el contenido de níquel es reducido a 0.55 %. La tabla 3 muestra la composición química de las aleaciones de aceros aleados con níquel cromo molibdeno. El níquel en combinación con el cromo produce aceros de baja aleación con un alto límite elástico, gran templabilidad y mayor resistencia al impacto y fatiga que los aceros al carbono. La adición de molibdeno incrementa aún más la templabilidad y minimiza la susceptibilidad de fragilización por revenido ^[14].

Tabla 3. Aceros al Níquel-Cromo-Molibdeno

AISI	% C	% Mn	% Ni	% Cr	% Mo
4320	0.17 - 0.22	0.45 - 0.65	1.65 - 2.00	0.40 - 0.60	0.20 - 0.30
4340	0.38-0.43	0.60-0.80	1.65 - 2.00	0.70 - 0.90	0.20 - 0.30
8620	0.18 - 0.23	0.70 - 0.90	0.40 - 0.70	0.40 - 0.60	0.15 - 0.25
8640	0.38-0.43	0.75-1.00	0.40 - 0.70	0.40 - 0.60	0.15 - 0.25

1.5 Tratamientos térmicos

El tratamiento térmico es la operación de calentamiento y enfriamiento de un metal en su estado sólido a temperaturas y condiciones determinadas para cambiar sus propiedades mecánicas para las cuales está creado. Con un tratamiento térmico adecuado se puede incrementar la dureza, reducir los esfuerzos internos, refinar el tamaño de grano, mejorar la maquinabilidad e incrementar la tenacidad.

El tratamiento térmico adecuado del acero para producir una microestructura deseada a lo largo y ancho de la sección de una muestra depende fundamentalmente de cuatro factores: composición química de la aleación, proceso de fabricación, velocidad del medio de temple, tamaño y forma de la muestra.

Los tratamientos térmicos han adquirido gran importancia en la industria en general, ya que con las constantes innovaciones se van requiriendo metales con mayor resistencia tanto al desgaste como a la tensión. Los principales tratamientos térmicos son:

1.5.1 Temple

Se refiere al proceso de enfriamiento rápido de partes metálicas desde la temperatura de austenitización. Su finalidad es aumentar la dureza y la resistencia del acero. Las propiedades óptimas de un acero templado y revenido se consiguen solo si durante el tratamiento térmico de temple la muestra adquiere la microestructura requerida, dureza, resistencia o tenacidad, minimizando esfuerzos residuales, distorsión y posibilidad de fractura. La dureza obtenida está en función principalmente del contenido de carbono y el porcentaje de martensita obtenido. La figura 9 muestra la relación que existe entre el contenido de carbono y la dureza posible de obtener, así mismo indica cómo es posible incrementar el porcentaje de martensita en función del contenido de carbono.

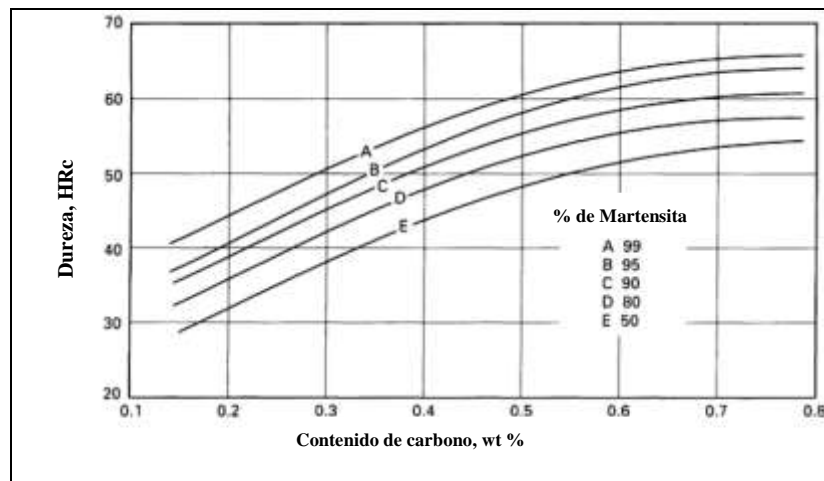


Fig. 9. Relación entre dureza, contenido de carbono y cantidad de martensita

Durante el tratamiento térmico es posible enfriar la muestra a velocidad uniforme, aunque la superficie siempre se enfriará más rápido que el interior. Por lo tanto la austenita se transforma en martensita en un cierto intervalo de temperatura, razón por la cual es posible obtener una variación de microestructuras y propiedades según las características de la muestra y condiciones del tratamiento térmico.

La selección del medio de temple depende de la templabilidad de la aleación en particular, el espesor y forma de la pieza involucrada y los intervalos de enfriamiento requeridos para alcanzar la microestructura deseada. Los medios de enfriamiento comúnmente usados son: aceite, agua y agua con sales. La figura 10 muestra las curvas de enfriamiento de diferentes medios, en donde puede observarse que el agua tiene la mayor velocidad de enfriamiento.

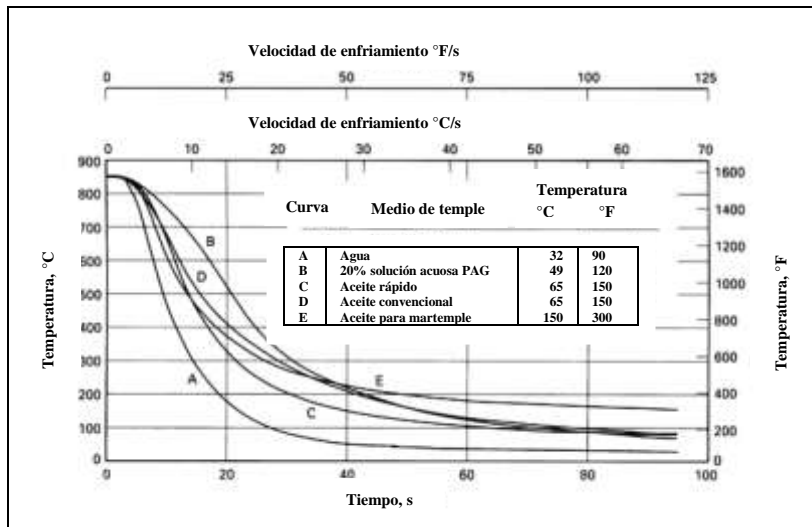


Fig. 10. Efecto del medio de temple sobre la curva de enfriamiento.

1.5.2 Revenido

Es un proceso en el cual previamente endurecido el acero, es calentado por debajo de la temperatura crítica y enfriado en un intervalo deseado, principalmente para incrementar la ductilidad, tenacidad, eliminar las tensiones creadas en el temple y mejorar la estabilidad dimensional, dejando al acero con la dureza o resistencia deseada. Las variables asociadas con el revenido que afectan la microestructura y propiedades mecánicas son: temperatura de revenido, tiempo de permanencia, intervalo de enfriamiento y composición química del acero.

1.5.3 Normalizado

Tratamiento térmico que tiene por objeto eliminar o disminuir las tensiones internas y obtener una distribución uniforme del carbono. Se suele emplear como tratamiento previo al temple y al revenido. Consiste de tres pasos:

1. Calentar el acero por encima de la temperatura crítica (A_3 ó A_{cm}).
2. Mantener a la temperatura por un período de tiempo.
3. Enfriar al aire hasta temperatura ambiente.

Las aplicaciones principales del normalizado son: mejorar maquinabilidad, refinar grano, homogeneizar, así como la modificación de esfuerzos residuales. También puede ayudar a reducir el bandeado debido al rolado en caliente. Dependiendo de las propiedades mecánicas requeridas, el normalizado previo al temple puede mejorar los resultados del endurecimiento,

cuando el tamaño o la forma de la parte es tal que el temple puede fracturarla, distorsionarla u originar excesivos cambios dimensionales.

1.5.4 Diagramas de transformación

Los aspectos cinéticos de las transformaciones de fase son importantes tanto como los diagramas de equilibrio de tratamiento térmico de los aceros. Las fases martensita y bainita, las cuales son de gran importancia para las propiedades de los aceros, pueden generalmente formarse con unos rápidos enfriamientos a temperatura ambiente, lo cual sucede cuando la difusión del carbono y los elementos de aleación son limitados ^[15]

La transformación de una estructura a temperatura ambiente como ferrita, perlita o martensita revenida a partir de una elevada temperatura de la austenita o austenita mas carburos, puede ser descrita convenientemente mediante los diagramas de transformación. Los de mayor aplicación práctica son: diagramas de enfriamiento continuo y de tiempo temperatura transformación.

1.5.4.1 Diagramas de enfriamiento continuo (CCT)

Muchos de los tratamientos térmicos que se realizan a los aceros son llevados a cabo mediante enfriamiento continuo, por lo cual resultan de gran utilidad, ya que mediante estos diagramas se puede estimar la microestructura (martensita, bainita, perlita, ferrita, etc.) posible de obtener a partir de la austenita, en función de la velocidad de enfriamiento, así como la composición del material. Cada diagrama contiene una familia de curvas representativas de los intervalos de enfriamiento de una probeta cilíndrica. El intervalo de enfriamiento más bajo representa el centro de la probeta. La figura 11 muestra los tiempos críticos de tratamiento térmico del acero 8620, así como las durezas obtenidas a diferentes velocidades de enfriamiento.

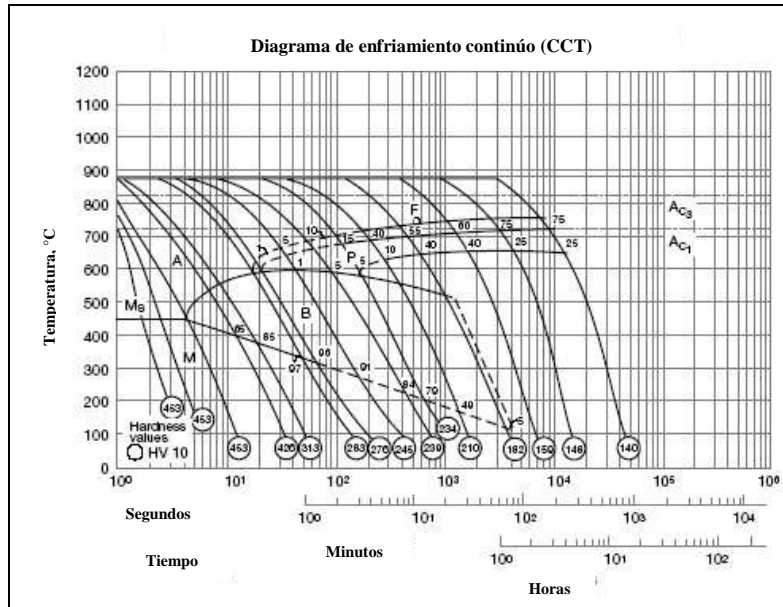


Fig. 11. Diagrama de enfriamiento continuo del acero AISI 8620

1.5.4.2 Diagramas de tiempo temperatura transformación (TTT)

Este tipo de diagramas muestra que pasa cuando el acero se mantiene a una temperatura constante por un periodo de tiempo. El diagrama muestra el tiempo requerido para llevar a cabo una transformación a una temperatura determinada. Una característica distintiva de los diagramas TTT es la presencia de dos curvas en forma de S (algunas veces en forma de C), en donde la curva de la izquierda representa el inicio del proceso de transformación y la curva de la derecha el fin de la transformación isotérmica. La figura 12 muestra las temperaturas del acero 4340 para obtener las diferentes microestructuras mediante tratamiento isotérmico.

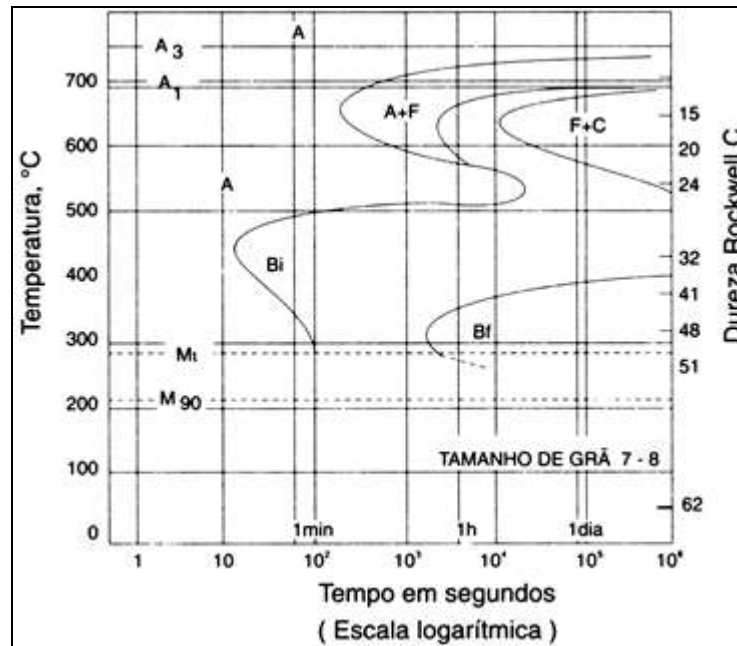


Fig. 12. Diagrama TTT del acero AISI 4340

1.6 Estado del arte

N. Saeidi, A. Ekrami [22]

Llevaron a cabo diferentes tratamientos térmicos del acero 4340, obteniendo las siguientes microestructuras: martensita, martensita/ferrita, bainita /ferrita. Posteriormente realizaron pruebas mecánicas (resistencia la tensión e impacto) a temperatura ambiente.

El acero fue recibido en barra de 30 mm, las probetas para tensión e impacto fueron mecanizadas en el sentido longitudinal, paralelo a la dirección del rolado. Todas las muestras fueron fabricadas a un tamaño ligeramente mayor que las dimensiones finales antes del tratamiento térmico, posteriormente fueron homogeneizadas a 1000 °C durante 2 horas, para obtener diferentes microestructuras. Se trataron térmicamente conforme a la tabla 4. Después del tratamiento las probetas fueron reducidas a sus dimensiones finales.

Tabla 4. Microestructura y tratamiento térmico de las probetas.

Microestructura	Tratamiento térmico
Bainita (B)	Austenitización a 850 °C (60 min), Revenido a 300 °C (60 mn).
Bainita-34% ferrita (BF)	Austenitización a 850 °C (60 min), tratamiento isotérmico a 700 °C (100min), revenido at 300 °C (60 min), enfriamiento ala aire
Martensita-34% ferrita (MF)	Austenitización a 850 °C (60 min), transformación isotérmica a 700 °C (100min) enfriamiento en aceite

Las microestructuras se obtuvieron mediante un microscopio electrónico de barrido. El volumen de la fracción de ferrita fue determinado usando un software para análisis de imágenes.

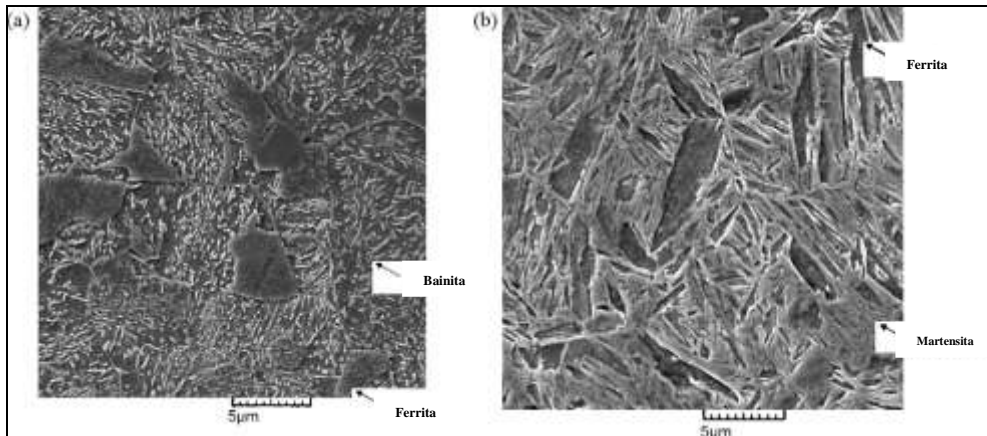


Fig. 13. MEB micrografías de (a) BF y (b) MF.

Los resultados que se indican en la tabla 5, muestran que la mejor combinación de resistencia al impacto y ductilidad fue la estructura Bainita /ferrita.

Tabla 5: Propiedades mecánicas

Propiedad	B	BF	MF	Martensita
Limite elástico a 0.2 (MPa)	1494	1244	1914	2000
Resistencia a la tensión (MPa)	1706	1424	2190	2200
Elongación ((%)	12.46	13.77	8.12	5.10
Modulo de Yung (MPa)	210	210	210	210
Resistencia al impacto (J)	19.73	36.50	10.45	6
Dureza (HRC)	48	41	45	56

Geoffrey Kolbe of Border Barrels ^[24]

La mayoría de los tubos de alta resistencia generalmente trabajan bajo esfuerzos $\geq 50\ 000$ lb/in², por lo cual generalmente se fabrican con aceros de alta aleación cromo-molibdeno. En los Estados Unidos, estos aceros son designados como 4140, 4150 y 4340, mientras que en Inglaterra dichos aceros son mejor conocidos como EN 19 o EN 24.

La resistencia a la tensión final de los aceros usados para la fabricación de tubos de alta resistencia debe exceder las 100 000 lb/in² dando mínimo un factor de seguridad de 2 sobre la

presión de trabajo. Sin embargo, la resistencia al impacto es probablemente incluso más importante, ya que ésta define la capacidad del acero para soportar condiciones extremas sin que se fracture el material. Generalmente hablando la resistencia a la tensión puede ser incrementada endureciendo el material, sin embargo aumenta la fragilidad del material, haciéndolo más susceptible de fracturarse por impacto o mediante una explosión en el interior del tubo, para obtener una buena combinación de las propiedades de resistencia a la tensión e impacto el intervalo de dureza normalmente empleado es entre 25 y 32 HRc.

Werner Augustin, Steyr ^[23]

Para forjado en frío de tubos de alta Resistencia es recomendable usar un material con alta pureza. El contenido de fosforo y azufre no debe exceder 0.0025 %, para alcanzar este grado de pureza en el material este es normalmente refundido una o dos veces en un horno de arco eléctrico y posteriormente desgasificado al vacío, las impurezas en el acero tienen una influencia negativa sobre las características de deformación durante el forjado en frío. La pureza del material requerida es esencial para alcanzar la calidad de la superficie del forjado.

Para los procesos de deformación en frío es esencial usar un material de estructura homogénea, ya que esta condición permitirá reducir el riesgo de fracturas, las cuales pueden ocurrir durante el proceso de forja. La seguridad del usuario siempre es prioridad.

Si es posible, se debe aplicar un relevado de esfuerzos al tubo antes del forjado en frío, con el fin de obtener una óptima rectitud durante el forjado en frío. Después del forjado el tubo debe hacerse nuevamente un relevado de esfuerzos, con el fin de estar seguros que durante procesos futuros el esfuerzo no pueda ser relevado con una influencia negativa en la precisión.

La Resistencia del material empleado para la fabricación de tubos de alta Resistencia se encuentra entre 750 y 1050 N/mm². Después de la deformación en frío la resistencia del material normalmente se incrementa aproximadamente un 10%. Los materiales comúnmente empleados en la fabricación de tubos son los siguientes aceros de baja aleación:

32CrMoV12-10

21Cr MoV511

14NiCr14

50CrV 4

S. Zhirafar y colaboradores^[31]

Investigaron los efectos del tratamiento criogénico en las propiedades mecánicas y microestructuras de acero AISI 4340. Se llevaron a cabo pruebas mecánicas, fatiga, impacto y dureza. Después de realizar varios tratamientos térmicos, los resultados fueron comparados. Se demostró que la dureza y resistencia a la fatiga de las muestras tratadas criogénicamente fueron superiores a las probetas sometidas a tratamientos térmicos convencionales. Difracción de neutrones mostró que la transformación de austenita retenida en martensita es un factor clave para mejorar la dureza y resistencia a la fatiga de las muestras tratadas criogénicamente.

Los ocho diferentes tratamientos térmicos que se utilizaron para evaluar la respuesta del acero a un tratamiento criogénico se indican en la tabla 6. Cabe señalar que los parámetros experimentales de tiempo y temperatura, fueron similares para los tratamientos térmicos convencionales y tratamientos criogénicos.

Tabla 6. Secuencia de los tratamientos térmicos.

No.	Condiciones
1	Austenitización a 845 °C, templado en aceite
2	Austenitización a 845 °C, templado en aceite, temperatura a 200 °C
3	Austenitización a 845 °C, templado en aceite, temperatura a 300 °C
4	Austenitización a 845 °C, templado en aceite, temperatura a 455 °C
5	Austenitización a 845 °C, templado en aceite, criogénico
6	Austenitización a 845 °C, templado en aceite, criogénico, temperatura a 200 °C
7	Austenitización a 845 °C, templado en aceite, criogénico, temperatura a 300 °C
8	Austenitización a 845 °C, templado en aceite, criogénico, temperatura a 455 °C

Difracción de neutrones se utilizó también para la medición de la austenita retenida y contenidos martensita de las muestras de acero antes y después del tratamiento criogénico. La fracción de volumen de austenita disminuyó del 5.7 al 4.2% debido al tratamiento criogénico. La cantidad de austenita retenida disminuyó debido a su transformación en martensita, obteniéndose un incremento en la dureza del 2% , una disminución en la absorción de energía (14.3%) en la prueba de impacto antes del revenido y un beneficio en las propiedades en la prueba de fatiga realizada.

C.C. Tasan y colaboradores ^[33]

Investigaron la influencia de la morfología del bandeado (continuo y discontinuo) en las propiedades de los materiales. Determinaron que la morfología del bandeado y la fase que compone la banda afecta directamente el comportamiento mecánico (YS, UTS, ductilidad, etc.) del material.

Se observó que la anisotropía del material tiene un mayor efecto cuando hay una diferencia significativa en las propiedades de las fases que componen la banda microestructural (por ejemplo, el caso de aceros martensíticos-ferríticos). Lo cual origina que una fase presente deformación plástica, cuando la otra fase aun no ha alcanzado su límite elástico, ocasionando zonas de falla del material.

Desde el punto de vista industrial, la eliminación de la fase de bandas es una tarea compleja. Se ha determinado que una microestructura bandeada se debe minimizar para: evitar microestructuras con bandas continuas y disminuir de la variación del espesor de la banda, lo cual se debe controlar mediante la optimización de los parámetros críticos de producción como la velocidad de enfriamiento durante la laminación en caliente, la temperatura de recocido intercrítico y la duración de empape.

CAPÍTULO 2. EXPERIMENTACIÓN

Para cumplir los objetivos y metas planteados en la presente investigación se llevaron a cabo las actividades indicadas en el diagrama de flujo de la Fig. 14.

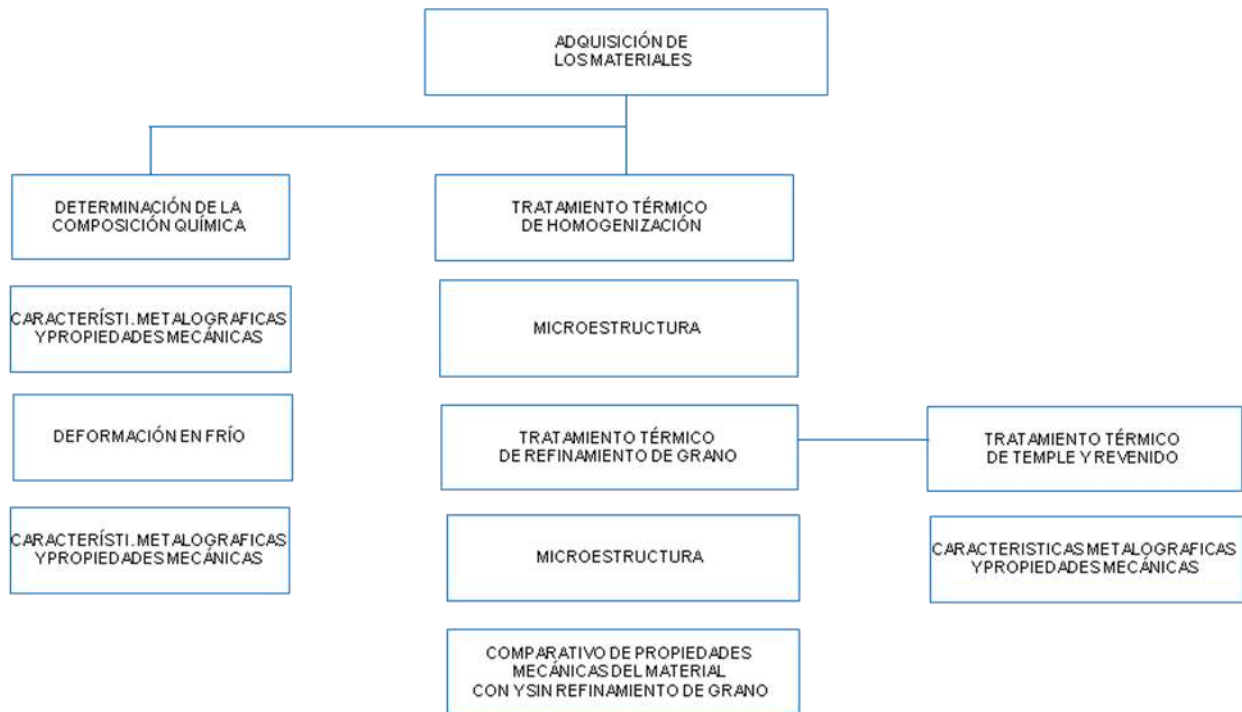


Fig. 14. Diagrama de desarrollo experimental

Como puede observarse en la figura 14, el diagrama del desarrollo experimental se divide en tres etapas principales:

1. Realizar una caracterización química y posteriormente una caracterización metalográfica y mecánica antes y después de la deformación en frío.
2. Diseñar un tratamiento térmico de homogeneización con la finalidad de eliminar el bandeo, así como determinar el efecto del tamaño promedio de grano en la resistencia al impacto.
3. Diseño de un tratamiento térmico de temple y revenido con la finalidad de mejorar las propiedades mecánicas de los aceros para fabricar tubos de alta resistencia.

2.1 Composición química

El análisis químico en los materiales: DIN 32CrMoV12 10, AISI 4340 y AISI 8620, se realizó empleando un equipo de espectrofotometría de absorción atómica y un equipo determinador de carbono y azufre, con el fin de verificar las siguientes composiciones químicas reportadas por las normas DIN 32CrMoV12 10, AISI 4340 y AISI 8620, las cuales se observan en la tabla 7.

Tabla 7. Composición química de los aceros empleados

Elemento químico	DIN 32Cr MoV 12-10	AISI 4340	AISI 8620
Carbono	0.30-0.35 %	0.38-0.43%	0.18-0.23%
Silicio	0.35 %	0.15-0.30%	0.15-0.30 %
Manganeso	0.60 %	0.60-0.80%	0.70-0.90%
Fosforo	0.025 %	0.035 %	0.035%
Azufre	0.010 %	0.04 %	0.04 %
Cromo	2.8-3.20 %	0.70-0.90%	0.40-0.60%
Níquel	--	1.65-2.00%	0.40-0.70%
Molibdeno	0.8-1.20 %	0.20-0.30%	0.15-0.25%
Vanadio	0.25-0.35 %	--	'--

2.2 Caracterización metalográfica

Para la determinación de las características metalografías tales como microestructura, tamaño de grano e inclusiones no metálicas se empleó el microscopio óptico marca Olympus modelo PMG-3. Se determinó el nivel de inclusiones no metálicas mediante la norma DIN 50602.

Para analizar el efecto de la deformación en frío en el acero 32CrMoV12-10 se utilizó el microscopio de barrido electrónico (MEB) marca JEOL modelo JSM-6490LV.

La preparación de las muestras se realizó conforme a las recomendaciones indicadas en las normas: NMX-B-079-1988 y ASTM E-3. Un aspecto muy importante evaluado fue la homogeneidad de la microestructura, por lo cual ésta se evaluó en probetas obtenidas en el sentido longitudinal, con el fin de observar la presencia del bandeado originado debido a los procesos de solidificación y rolado.

2.3 Difracción de rayos X

Como una técnica de apoyo para identificar el efecto del porcentaje de deformación en frío en los aceros comerciales, se utilizó difracción de rayos, empleando un difractómetro D8 Focus marca Bruker AXS. Para llevar a cabo estos ensayos se usó la mitad de la sección transversal de las muestras deformadas. Cada mitad fue seccionada en tres partes (Zona de la superficie, zona media y zona central). A cada una de las zonas de la muestra se le realizó difracción de rayos X, comparándose los resultados entre las tres partes analizadas de cada muestra, así como con otras muestras con diferente porcentaje de deformación en frío.

Las condiciones experimentales fueron: radiación $K\alpha$ de cobre, voltaje de 35 KV, intensidad de 25 mA, intervalo de 2θ de 10 a 120° y un paso de 0.02 a una velocidad de $6^\circ/\text{min}$.

2.4 Caracterización mecánica

2.4.1 Ensayo de tensión

Esta prueba se llevó a cabo empleando una máquina universal para ensayos de tensión y compresión, con el fin de determinar las siguientes propiedades mecánicas: resistencia a la tensión, límite elástico y % de elongación.

Las probetas que se usaron para la realización del ensayo antes citado, fueron fabricadas conforme a las especificaciones de las normas: NMX B-310-1981 Método de prueba a la tensión de productos de acero y ASTM E-8. Empleando la geometría mostrada en la Fig. 15 y las dimensiones que se indican en la tabla 8.

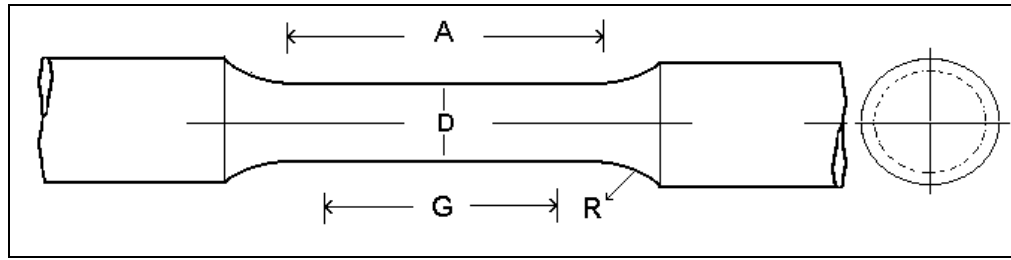


Fig. 15. Tipo de probeta a emplear en el ensayo de tensión.

Tabla 8: Dimensiones de la probeta para ensayo de tensión (en mm)

Diámetro Nominal	8.8
G.-Longitud calibrada	35.0 ±0.10
D.-Diámetro	8.8±0.18
R.-Radio de la zona de transición mínimo	6
A.-Longitud de la sección reducida mínima).	45

2.4.2 Ensayo de impacto

Este ensayo se realizó usando una máquina de impacto tipo Charpy de construcción rígida y de capacidad suficiente para fracturar la probeta de un solo golpe, bajo las especificaciones de las normas: NMX B-120-1987 Prueba de impacto para materiales metálicos y ASTM E-23. Para evaluar la resistencia al impacto se empleó la probeta tipo charpy con las dimensiones que se indican en la figura 15.

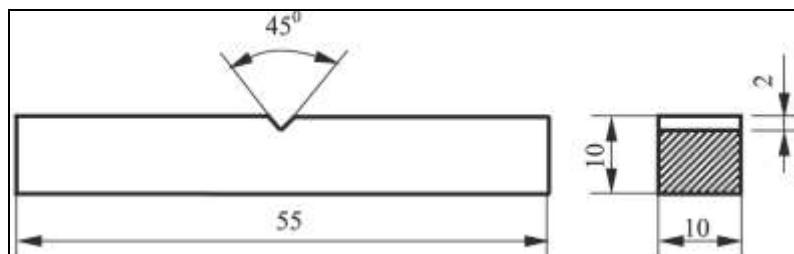


Fig. 16. Dimensiones de la probeta de impacto tipo charpy.

2.4.3 Ensayos de dureza

2.4.3.1 Dureza Brinell

Para la determinación de dureza de las probetas sin tratamiento térmico se usó la escala Brinell, empleando un durómetro marca Palmatik. Las probetas evaluadas se seleccionaron cumpliendo con las especificaciones de las normas: NMX-B-116-1996. Determinación de la dureza Brinell en materiales metálicos –método de prueba y ASTM E-10.

2.4.3.2 Dureza Rockwell C

Para la determinación de dureza de las probetas con tratamiento térmico se usó la escala Rockwell C, empleando un durómetro marca Willson series 500. Las probetas evaluadas se seleccionaron cumpliendo con las especificaciones de las normas: NMX-B-119-1983. “dureza rockwell y rockwell superficial en productos de hierro y acero –método de prueba” y ASTM E-18.

2.4.4 Deformación en frío

Para llevar a cabo el proceso de deformación en frío de los materiales analizados se empleó una máquina suajeadora horizontal marca GFM, como se observa en la figura 17, empleando los parámetros que se indican en la tabla 9.

Tabla 9. Parámetros de trabajo en la deformación en frío realizada.

No.	Parámetro	Valor
1	RPM	52
2	Avance	80 mm/min
3	Golpes por minuto	1000
4	Fuerza	120 T

Las probetas que se emplearon para dicha prueba fueron de una longitud de 250 mm y un diámetro de 36.5 mm. Los parámetros de la deformación en frío permanecerán constantes y se variaron las propiedades (microestructura) de los materiales en la siguiente forma: 1/a prueba material tal como se adquiere del proveedor, 2/a prueba material homogenizado, templado y revenido.

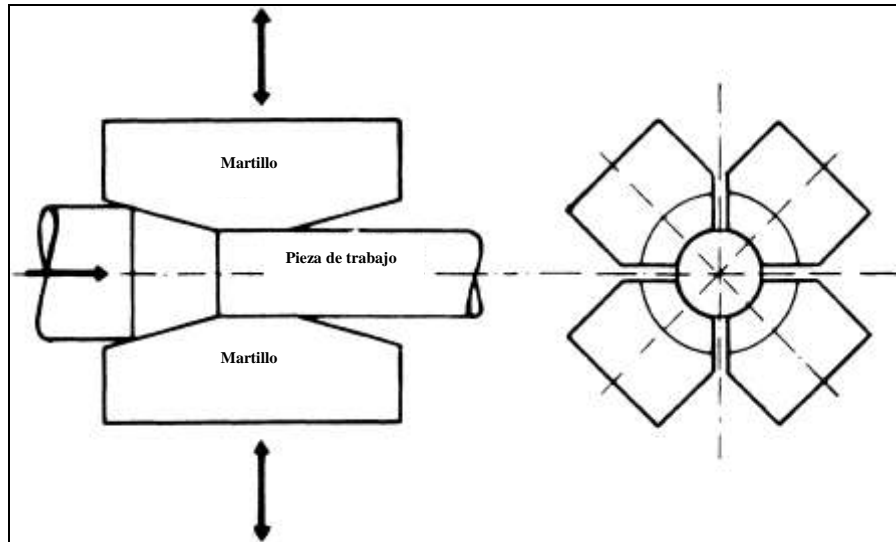


Fig. 17. Esquema del funcionamiento de una máquina de forja radial

2.4.5 Tratamientos térmicos

Se llevaron a cabo tratamientos térmicos de homogeneizado, temple y revenido a los aceros utilizados para obtener microestructuras que favorezcan la operación de deformación en frío, obteniendo las mejores propiedades mecánicas posibles. Para optimizar el diseño de los tratamientos térmicos se emplearon rodajas de aproximadamente 25 mm y una vez determinados los parámetros del tratamiento térmico requerido se utilizaron las probetas de 250 x 36 mm antes citadas. Para efectuar el desarrollo de los tratamientos térmicos se utilizaron los diagramas de fase y diagramas de enfriamiento continuo (CCT) de cada acero.

CAPITULO 3: RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Materia prima, caracterización inicial

Los resultados del análisis químico de los aceros se observan en la tabla 10.

Tabla 10. Composición química de los aceros.

%	Acero 32CrMoV 12-10		Acero AISI 8620		Acero AISI 4340	
	Norma DIN	Resultado	Norma AISI	Resultado	Norma AISI	Resultado
C	0.30 - 0.35	0.33	0.18 - 0.23	0.20	0.38 - 0.43	0.43
Mn	0.60 Max.	0.44	0.70 - 0.90	0.77	0.60 - 0.80	0.73
Si	0.35 Max.	0.15	0.20 - 0.35	0.20	0.20 - 0.35	0.15
P	0.025 Max.	0.00	0.035 Max.	0.00	0.035 Max.	0.00
S	0.010 Max.	0.02	0.040 Max.	0.00	0.040 Max.	0.01
Cr	2.80 - 3.20	2.87	0.40 - 0.60	0.48	0.70 - 0.90	0.71
Va	0.25 - 0.35	0.29	-	-	-	-
Ni	-	-	0.40 - 0.70	0.42	1.65 - 2.00	1.80
Mo	0.80 - 1.20	0.80	0.15 - 0.25	0.15	0.20 - 0.30	0.20

De acuerdo con los resultados del análisis químico, se observa que los tres aceros (DIN 32CrMoV 12-10, AISI 4340 y AISI 8620) se encuentran dentro de las especificaciones de las normas bajo las cuales son fabricados.

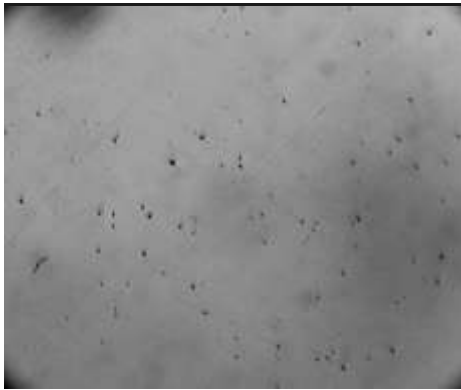
3.1.1 Inclusiones no metálicas

A fin de conocer las calidades (limpieza) de los procesos de fabricación de los aceros estudiados, se determinó el nivel de inclusiones no metálicas. Para dicha determinación se empleó el método K4 de la norma DIN 50602. Los resultados del nivel de inclusiones no metálicas para los tres aceros de acuerdo a la norma DIN 50602 se observan en la tabla 11.

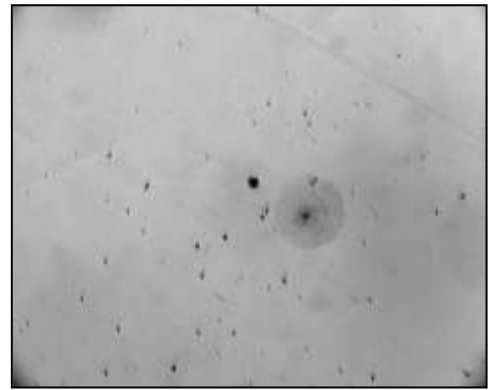
Tabla 11. Resultados de la evaluación de las inclusiones no metálicas

Acero	DIN 32CrMoV 12-10	AISI 4340	AISI 8620
Resultado	24.62	737.21	1 546.51

Las figuras 18 a 20 muestran las fotomicrografías a 100x del nivel de inclusiones de los aceros DIN 32CrMoV12-10, AISI 4140 y AISI 8620, respectivamente. Se tomaron dos fotomicrografías de diferente zona para cada acero. Las inclusiones corresponden a tipos óxido globular y sulfuros. Estas inclusiones se atribuyen a los procesos relacionados con la fabricación de los aceros, específicamente los procesos de desoxidación y desulfuración.

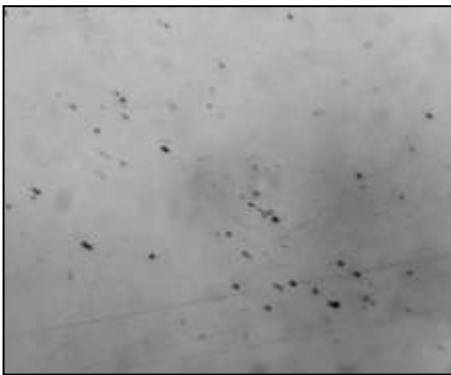


a)

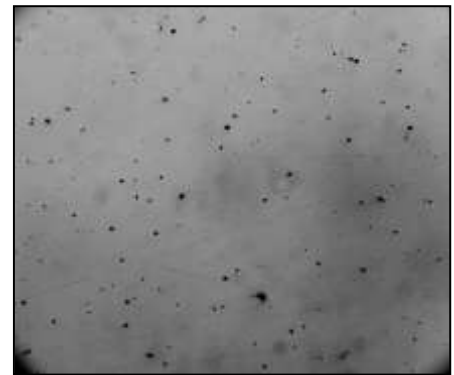


b)

Fig. 18. Fotomicrografías a 100X del acero 32CrMoV12-10: a) Inclusiones de óxido globular y tipo sulfuro, b) Inclusiones de óxido globular

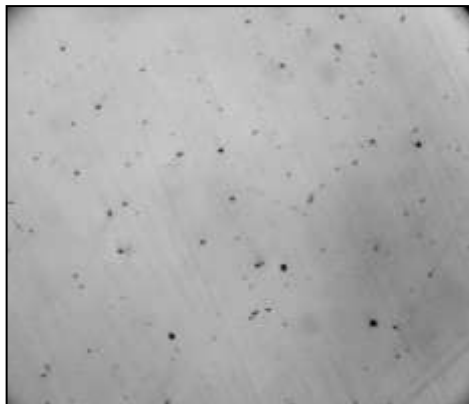


a)

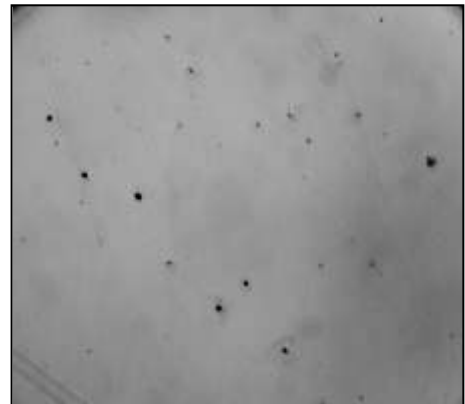


b)

Fig. 19: Fotomicrografías a 100X del acero 4340: a) Inclusiones de óxido globular y tipo sulfuro, b) Inclusiones de óxido globular.



a)



b)

Fig. 20. Fotomicrografías a 100X del acero 8620: a) Inclusiones de óxido globular, b) Inclusiones de óxido globular.

En base a los valores de inclusiones no metálicas obtenidas, pudo comprobarse que el acero 32CrMoV12-10 se obtiene con el proceso de fabricación de mayor calidad, ya que el nivel de inclusiones obtenidas fue considerablemente el más bajo de los tres aceros.

3.1.2 Microestructura

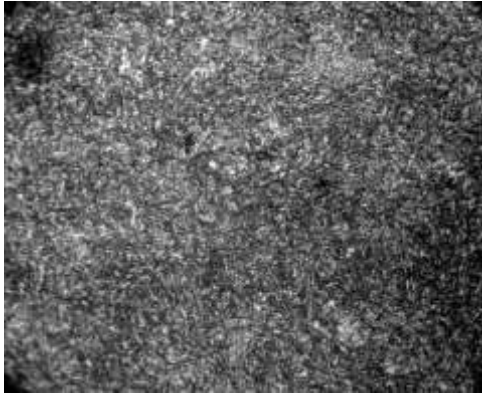
A fin de conocer las condiciones iniciales del material, se realizó un análisis metalográfico para determinar la microestructura de cada acero. Los resultados se indican en la tabla 12. Así mismo las imágenes de las microestructuras de cada material se muestran en las figuras 21-23, para los aceros DIN 32CrMoV12-10, AISI 4140 y AISI 8620 respectivamente.

Tabla 12. Resultados de la evaluación de las microestructuras.

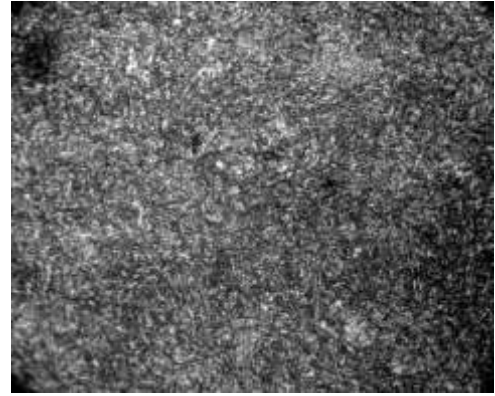
Material	Microestructura	Observaciones
DIN 32CrMoV 12-10	Martensita revenida	Material bandeado
AISI 4340	Martensita revenida	Material sin bandeado
AISI 8620	Perlita y ferrita	Material bandeado



Fig. 21. Fotomicrografías a 500 y 100X del acero 32CrMoV12-10: a) Martensita revenida, 500X, b) Presencia de bandeado, 100X

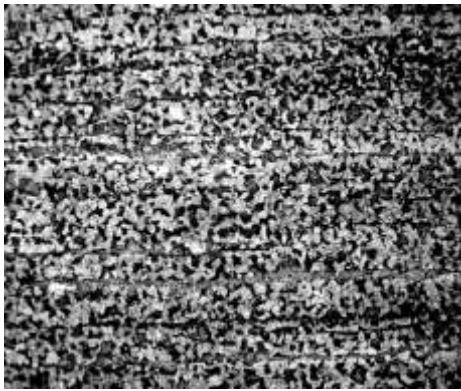


a)

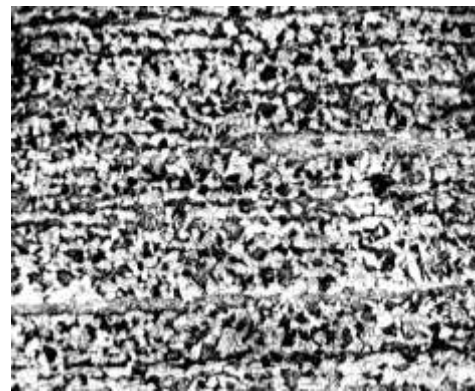


b)

Fig. 22. Fotomicrografías a 500 y 100X del acero 4340: **a)** Microestructura formada por martensita revenida. 500X, **b)** No se aprecia la presencia de bandeado. 100X.



a)



b)

Fig. 23. Fotomicrografías a 100X del acero 8620: **a)** Microestructura formada por perlita y ferrita, **b)** Presencia de bandeado.

Para llevar a cabo el análisis de la microestructura las muestras fueron cortadas en la dirección longitudinal, con el fin de observar la homogeneidad de cada material. En la micrografías del acero DIN 32CrMoV 12-10 se observa presencia de bandeado (bandas de martensita de bajo carbono alternadas con bandas de martensita de alto carbono), de igual forma el acero AISI 8620 presenta bandeado (bandas de perlita con alto contenido de carbono, alternadas con bandas de ferrita de bajo carbono). En el acero AISI 4340, no se presenta bandeado, lo cual indica que se le realizó un tratamiento térmico de homogeneizado después del rolado en frío.

3.1.3 Propiedades mecánicas

Con el fin de completar la caracterización inicial de los tres aceros tal como fueron adquiridos se realizaron los ensayos de dureza, resistencia a la tensión e impacto, obteniéndose los resultados que se indican en la tabla 13.

Tabla 13. Propiedades mecánicas de los aceros analizados.

Material	Dureza	UTS (MPa)	Limite elástico (MPa)	Elongación (%)	Resistencia al impacto (J)
DIN 32CrMoV12-10	30.5 HRc	1012.06	998.04	16.92	150.23
AISI 4340	31.4 HRc	1042.34	1034.32	23.38	76.10
AISI 8620	171.0 HB	652.25	606.6	28.5	76.49

De acuerdo a los resultados obtenidos en las pruebas mecánicas, se identificó que los aceros 32CrMoV12-10 y AISI 4340 presentaron propiedades mecánicas superiores al acero AISI 8620 (tal como se observa en la fig. 24), debido a que éstos se adquirieron con tratamiento térmico de temple y revenido. El acero AISI 8620 presentó el mayor porcentaje de deformación debido a que este material se adquirió en estado de recocido. En base a los resultados obtenidos en las pruebas mecánicas, el acero 32CrMoV12-10 presentó una mejor resistencia al impacto. La resistencia última de cedencia y el porcentaje de elongación de los tres materiales se observan en la figura 24.

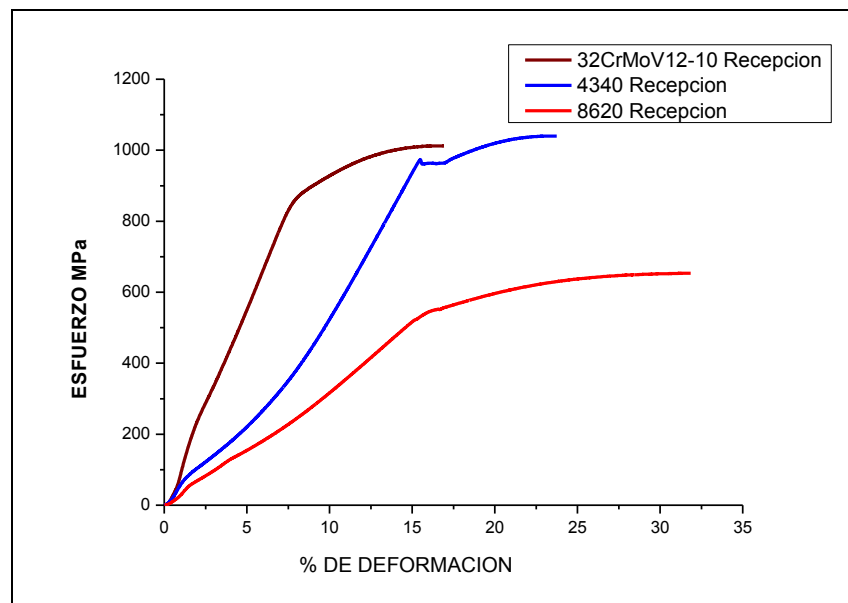


Fig. 24. Curva esfuerzo-deformación de los aceros analizados

3.2 Material deformado en frio

Para la realización de la deformación en frio se elaboraron probetas de los aceros estudiados de un diámetro de 36 mm y una longitud de 250 mm. Se maquinaron para obtener la forma adecuada para su ensayo en la máquina de forja radial, como se observa en la figura 25. Las condiciones bajo las cuales se realizó la deformación en frio de los tres aceros en estudio, se indican en la tabla 14. El porcentaje de deformación fue de 42 por ciento para los tres aceros.

Tabla 14. Condiciones de la deformación en frio

No.	Parámetro	Valor	No.	Parámetro	Valor
1	RPM	52	4	Fuerza	120 Ton.
2	Avance	80 mm/min	5	% de deformación	42 %
3	Golpes por minuto	1000			



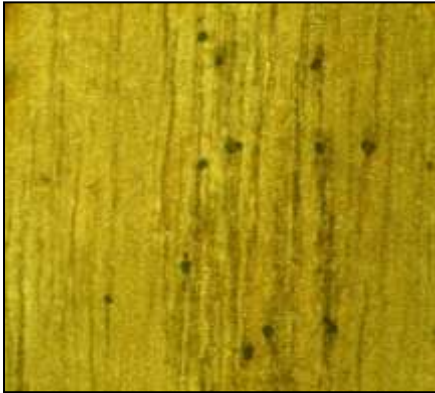
a)



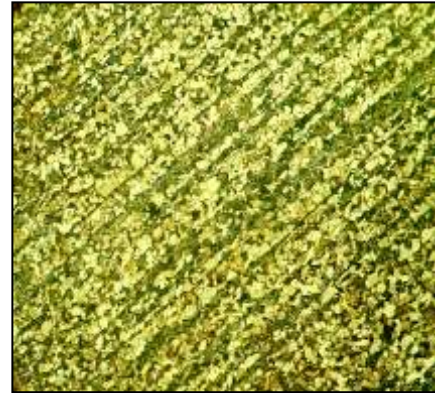
b)

Fig. 25. a) Probetas para llevar a cabo la deformación en frio, b) Máquina de forja radial.

La figura 26 muestra las microestructuras de los aceros 32CrMoV12-10 y AISI 8620, se observa la orientación de la microestructura en la dirección de la deformación en frio, al igual que zonas de alto y bajo contenido de carbono, las cuales indican la presencia de bandeo. Para el acero 32CrMoV12-10 se observa martensita revenida orientada en el sentido de la deformación y en el acero AISI 8620 las fases perlita y ferrita orientadas en el sentido de la deformación.



a)



b)

Fig. 26. Fotomicrografía a 100X de los aceros: a) DIN 32CrMoV12-10, b) AISI 8620

3.2.1 Perfil de dureza

Al acero 32CrMoV12-10 deformado en frío (42 %) se le cortó una probeta de la sección transversal para analizar su dureza. A la mitad de dicha sección transversal se le realizó un perfil de dureza, empleando la escala Vickers con una carga de 0.5Kg. El análisis se realizó partiendo del centro de la probeta hacia la orilla, con el objeto de analizar si el efecto de la deformación en frío es sobre toda la masa del acero o sobre un cierto espesor. En la figura 27 se muestran los resultados obtenidos. La evaluación se realizó con barras y tubos con y sin deformación en frío, para su comparación.

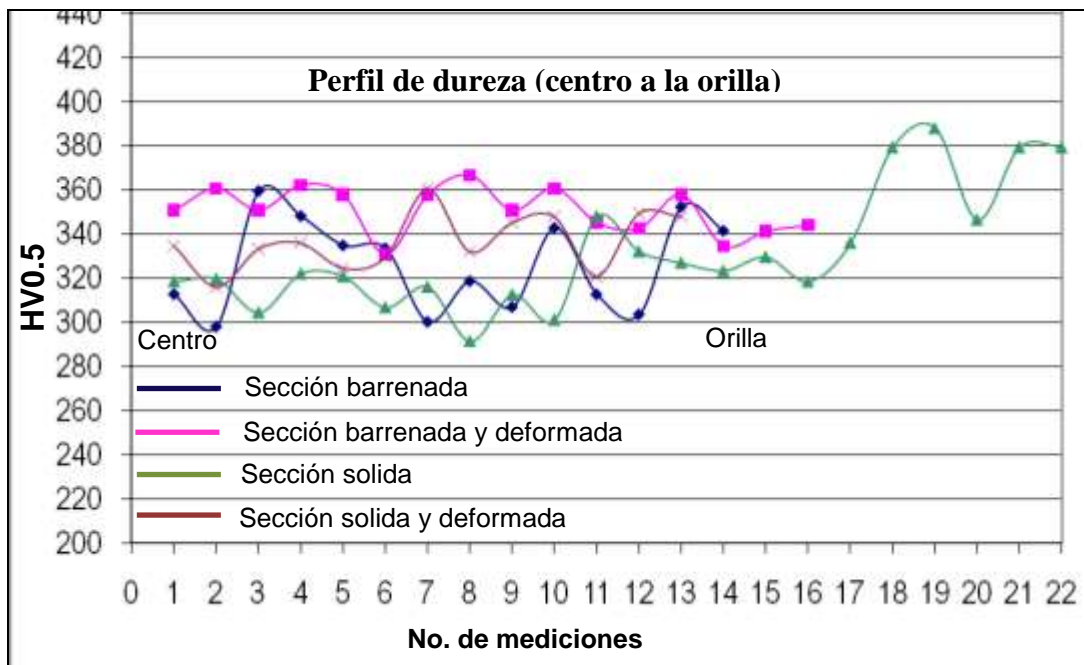


Fig. 27. Perfil de dureza del acero 32CrMoV12-10 con y sin deformado en frío

De acuerdo al análisis anterior, se observa que no existe una variación significativa de dureza de la superficie con respecto al centro para las secciones de tubos y barras, por lo que se concluye que la deformación en frío afecta a toda la masa del material.

3.2.2 Propiedades mecánicas

De las tres muestras de los aceros deformadas bajo los parámetros reportados en la tabla 14, se obtuvieron probetas para los ensayos de tensión e impacto, los resultados obtenidos se indican en la tabla 15.

Tabla 15. Propiedades mecánicas de los aceros deformados en frío.

Material	Dureza	UTS (Mpa)	Elongación (%)	Limite elástico (Mpa)	Resistencia al impacto (J)
DIN 32CrMoV12-10	33.5 HRc	1242.41	5.96	1226.67	148.27
AISI 4340	34.8 HRc	1254.16	6.49	1034.11	59.33
AISI 8620	183.0 HB	821.55	7	818.03	35.59

Comparando los resultados de los ensayos de tensión realizados a los aceros 32CrMoV12-10, 4340 y 8620 sin deformación (tabla 14 y gráfica 24) y con 42% de deformación, se observa que los tres materiales obtuvieron un incremento en las propiedades de dureza, límite elástico y resistencia última a la tensión. Así mismo se observó una disminución en la ductilidad de los tres materiales.

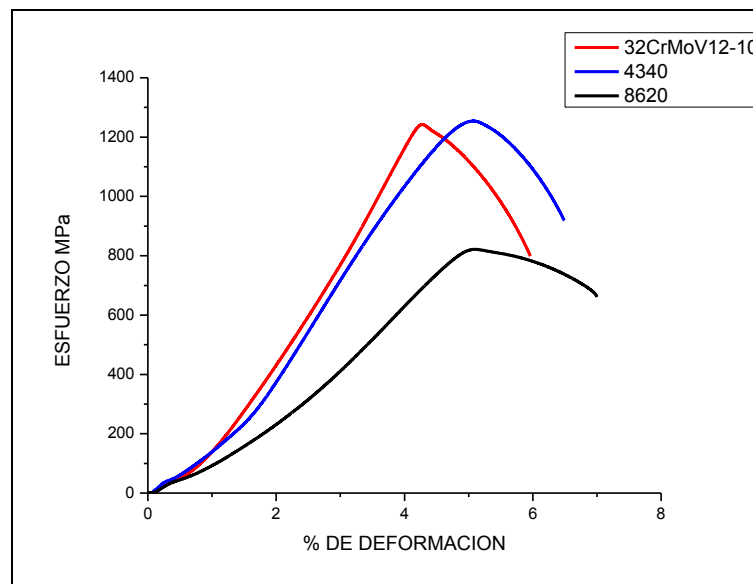


Fig. 28. Curva esfuerzo-deformación de los aceros con 42 % de deformación en frío.

3.3. Material deformado en frío a diferentes porcentajes

Se llevó a cabo el análisis del efecto de un intervalo de porcentaje de deformación en frío de 17.45, 33.3 y 46.47 % del acero 32CrMoV12-10, con el fin encontrar la relación entre el % de deformación y el espesor de la capa deformada. Las probetas ensayadas se caracterizaron por difracción de rayos X, perfil de microdureza, ensayo de tensión, ensayo de impacto y análisis metalográfico.

3.3.1 Perfil de dureza

Se llevó a cabo el perfil de micro dureza, a partir del corte de secciones transversales de las probetas con diferentes porcentajes de deformación (17.45, 33.30 y 46.47%) para el acero 32CrMoV12-10. Las mediciones de microdureza se llevaron a cabo del centro hacia la superficie de la probeta. Se eligió una carga 0.5 Kg para tener una mayor sensibilidad en la medición e identificar cualquier variación. Los resultados obtenidos y la distancia a la cual se realizó cada medición, se indican en la gráfica de la figura 29.

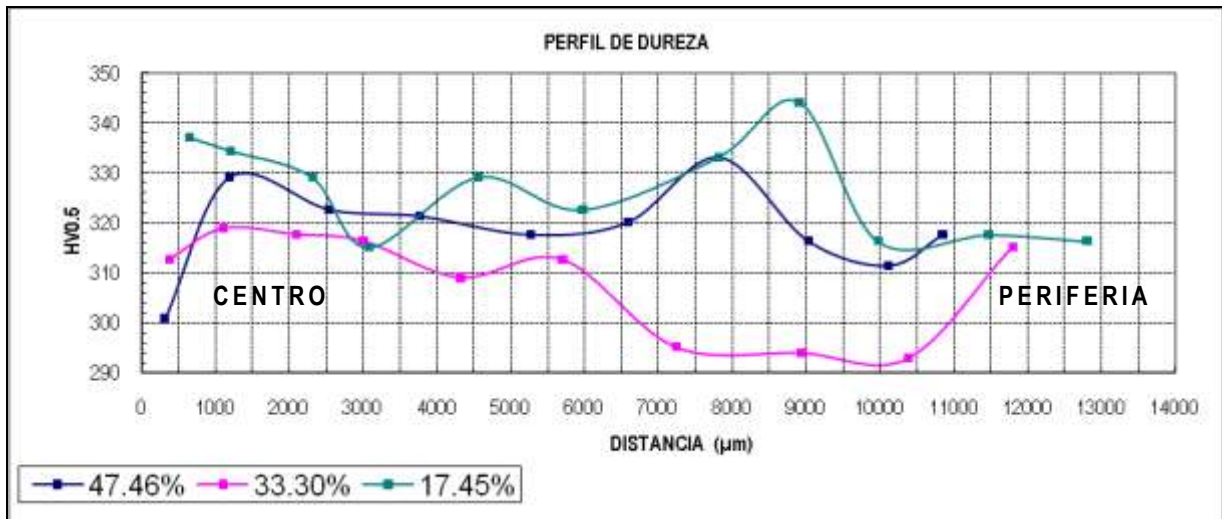


Fig. 29. Perfil de dureza a muestras con diferente porcentaje de deformación en frío.

Los resultados de la figura 29 corroboran los resultados de la figura 27, ya que se observa que los tres porcentajes de deformación en frío del acero 32CrMoV12-10 afectan toda la masa del material, debido a que no existe una variación significativa de dureza a lo largo de la probeta para las tres muestras de acero. En la tabla 16 se indican los valores promedio de microdureza obtenidos en cada material con diferente porcentaje de trabajo en frío.

Tabla 16. Valores de dureza promedios.

Material	Deformación (%)	Dureza promedio (0.5HV).	Distancia analizada (µm)
DIN 32CrMoV12-10	46.47	318.99	312-10846
	33.30	308.4	377-11977
	17.45	327.8	648-11472

3.3.2 Análisis metalográfico (MEB)

A las muestras con los tres diferentes porcentajes de deformación (17.45, 33.30 y 47.46 %) se les realizó un análisis metalográfico a 2000X en el Microscopio Electrónico de Barrido. Se muestran 4 fotomicrografías por cada porcentaje de deformación del acero 32CrMoV12-10, se reportan dos fotomicrografías de la superficie de la probeta, donde se llevó a cabo el proceso de forja radial y el golpeo con los martillos, una fotomicrografía de la zona media y otra de la zona central de la probeta.

Las figuras 30, 31 y 32 muestran las fotomicrografías del acero 32CrMoV12-10 para una deformación 47.46, 33.35 y 17.45% de deformación respectivamente.

Las figura 30 muestra las fotomicrografías del acero 32CrMoV12-10 para una deformación por forja radial de 47.46 %, a) zona de la superficie (1); b) zona de la superficie (2); c) zona media y d) zona central respectivamente.

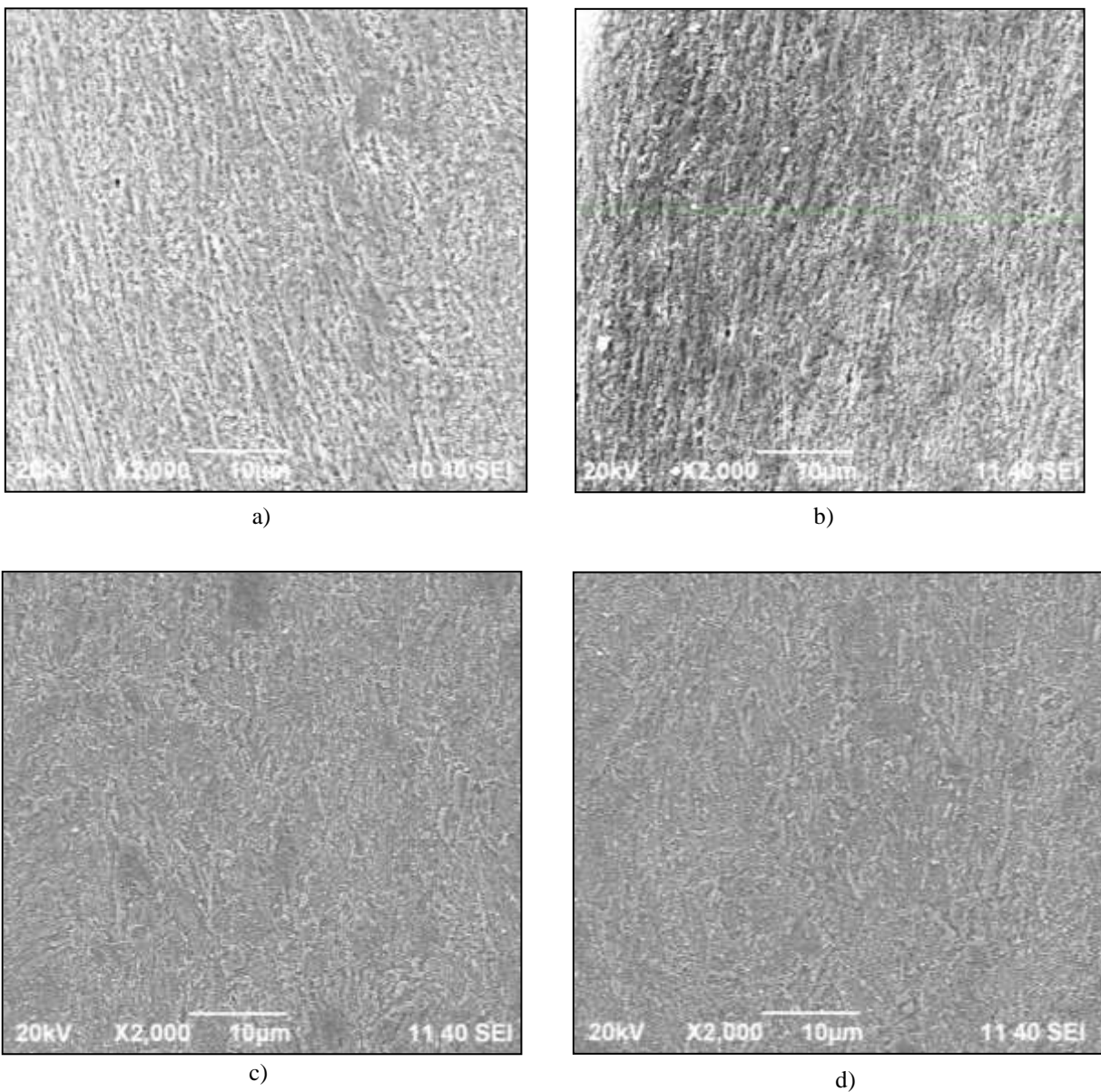


Fig. 30. Fotomicrografía del acero 32CrMov12-10 a 2000X con una deformación del 46.46 %: a) zona de la superficie, b) zona de la superficie, c) zona media y d) zona central.

Se observa una microestructura de martensita revenida en las cuatro zonas ensayadas de la figura 30. Las zonas superficiales de las probetas deformadas por forja radial, presentan patrones lineales de deformación en el sentido longitudinal, los cuales se hacen menos notorios al acercarse al centro de la probeta (zona media y central).

La figura 31 muestra las fotomicrografías del acero 32CrMoV12-10 a 2000X para una deformación por forja radial de 33.35 % para, a) zona de la superficie (1); b) zona de la superficie (2); c) zona media y d) zona central respectivamente.

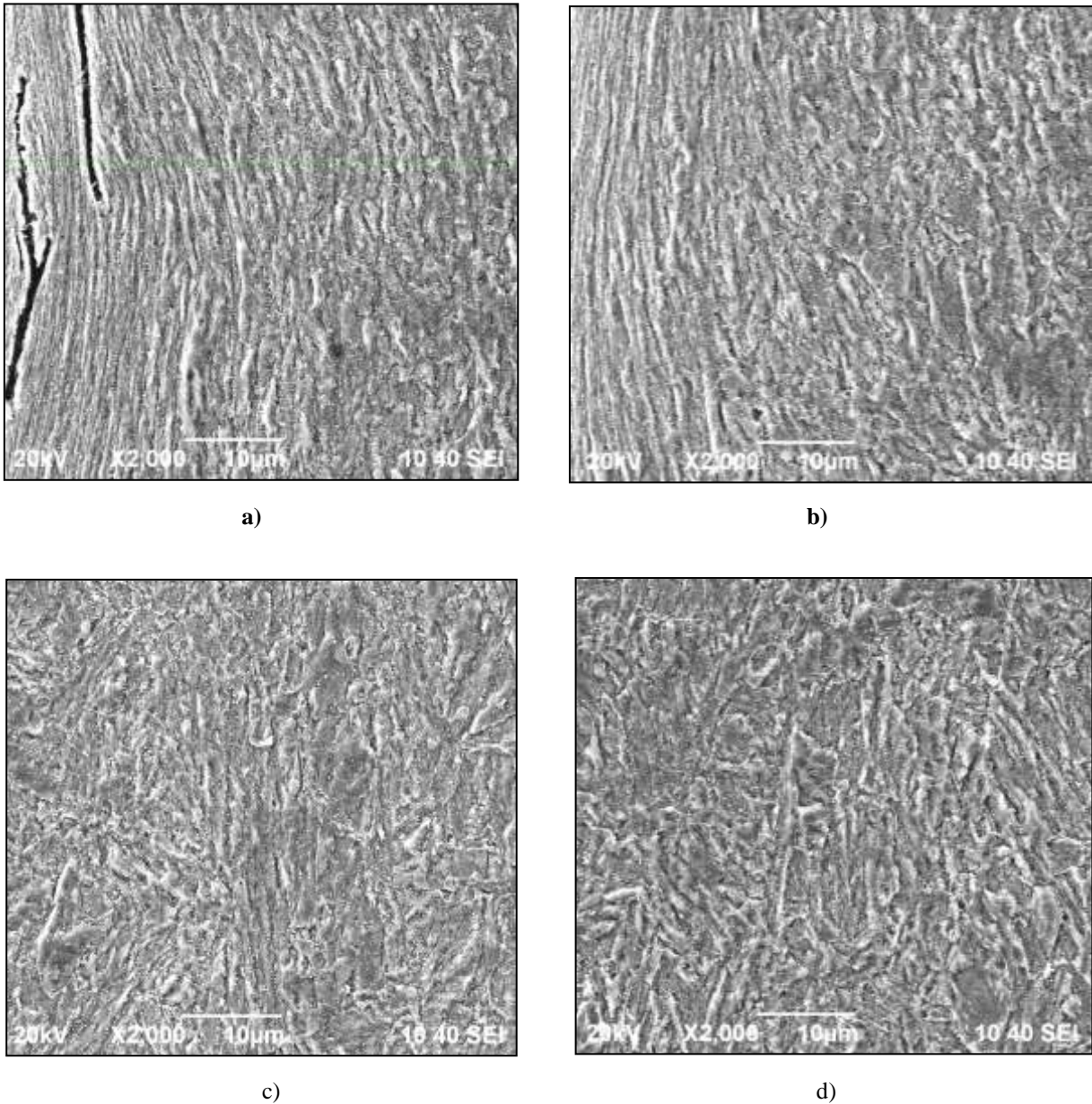


Fig. 31. Fotomicrografía del acero 32CrMov12-10 a 2000X con una deformación del 33.35 %: a) zona de la superficie, b) zona de la superficie, c) zona media y d) zona central.

Las zonas superficiales de las probetas ensayadas de la figura 31, presentan claramente patrones lineales de deformación en el sentido longitudinal, originados por la deformación en frío de 33.35%, los cuales se hacen menos visibles a mayor distancia de la superficie (zona media y central).

La figura 32 muestra las fotomicrografías del acero 32CrMoV12-10 a 2000X, para una deformación por forja radial de 17.45 %, para: a) zona de la superficie (1); b) zona de la superficie (2); c) zona media y d) zona central respectivamente.

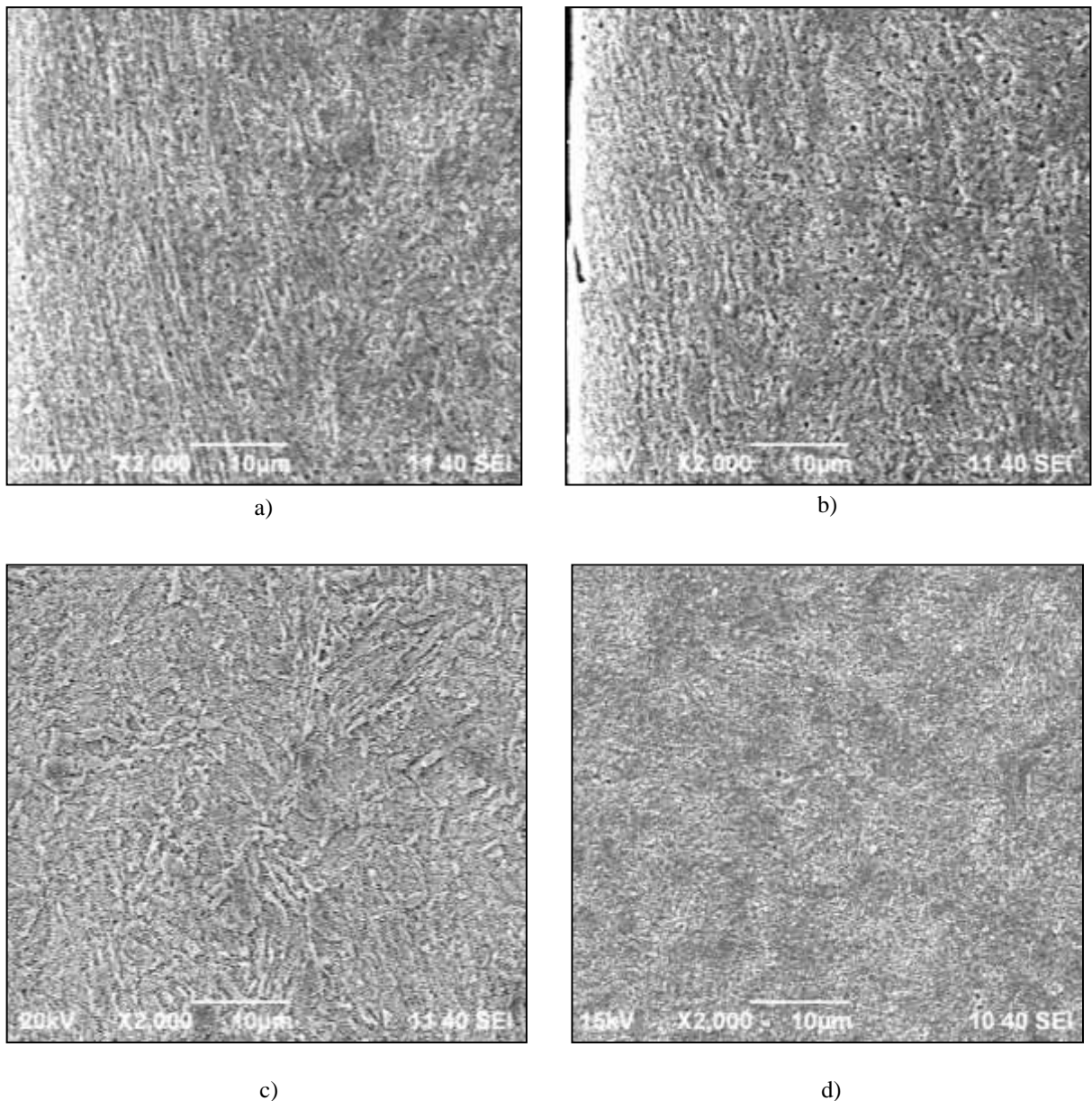


Fig. 32. Fotomicrografía del acero 32CrMov12-10 a 2000X con una deformación del 17.45 %: a) zona de la superficie, b) zona de la superficie, c) zona media y d) zona central.

Los resultados de las fotomicrografías de la figura 30 a 32 muestran una microestructura de martensita revenida en todos los casos. Es posible concluir que el efecto de la deformación en la microestructura del material es más marcado en la superficie del material comparada con el

centro, ya que en la zona cercana a la superficie es posible identificar las líneas de deformación de forma clara, mientras que en la zona central ya no es posible observarlas.

3.3.3 Ensayo de tensión

A las muestras con diferentes porcentajes de deformación se les realizó un ensayo de tensión, obteniéndose los resultados que se observan en la figura 33. En la tabla 17, se observan los resultados obtenidos en la gráfica esfuerzo deformación, para los porcentajes de trabajo en frío ensayados.

Tabla 17. Propiedades mecánicas del acero 32CrMoV12-10 con diferentes porcentajes de deformación en frío.

Material	Ø del material deformado	Ø de las probetas ensayadas.	Deformación en frío (%)	UTS (MPa)	Limite elástico (MPa)	Elongación (%)
32CrMo V12-10	26.1 mm	8.68	46.47	1259.92	1247.33	16.73
	29.4 mm	8.64	33.30	1168.54	1153.82	22.24
	32.9 mm	8.76	17.45	1115.58	1098.41	26.10

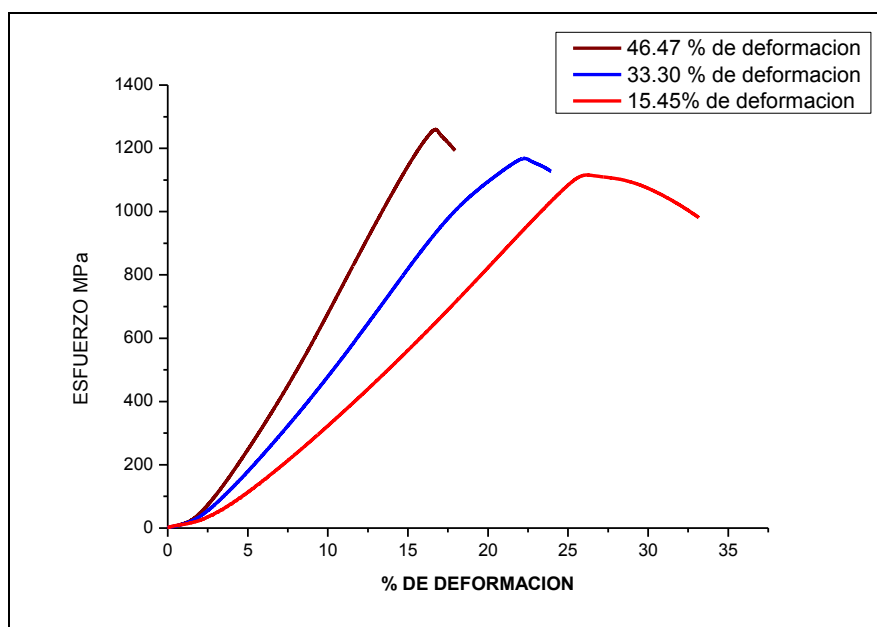


Fig. 33. Propiedades mecánicas del acero 32CrMoV12-10 con diferentes % de deformación en frío

3.3.4. Ensayo de impacto

Del material con diferentes porcentajes de deformación, se maquinaron probetas tipo charpy y se realizó el ensayo de impacto, obteniéndose los resultados mostrados en la tabla 18, en donde puede observarse que a una deformación mayor a 45 % existe un decremento de aproximadamente el 50 % de la energía absorbida para que se fracture el material.

Tabla 18. Resistencia al impacto del acero 32CrMoV12-10 con diferentes porcentajes de deformación en frío.

Material	Deformación en frío (%)	Energía absorbida (J)				Promedio
Acero DIN 32CrMoV12-10	17.45	169.65	186.32	174.55	17.8	176.22
	33.30	167.69	194.17	179.46	17.2	177.50
	46.47	68.64	96.10	99.04	5.8	80.12

En base a los resultados obtenidos en los análisis realizados (difracción de RX, perfil de dureza, análisis metalográfico (MEB), ensayo de tensión y impacto) a las muestras de acero 32CrMoV12-10 con diferentes porcentajes de deformación en frío es posible concluir que el efecto de la deformación en la microestructura del material es más marcado en la superficie comparado con el centro de las probetas; sin embargo, cada una de estas deformaciones afecta las propiedades mecánicas de toda la masa del material, tal como se muestra en la figura 33 donde las probetas con diferentes porcentajes de deformación fueron desbastadas 17, 20 y 33 mm respectivamente durante el maquinado para obtener las dimensiones finales de las probetas para el ensayo de tensión, en los cuales a pesar de haberse eliminado gran parte de la superficie deformada, el resultado fue que a mayor porcentaje de deformación mayor resistencia última de tracción y menor porcentaje de deformación, esto comprueba el efecto de la deformación en frío sobre la masa del material.

3.4. Tratamiento térmico de homogeneizado

Debido a que durante la caracterización inicial de la materia prima se identificó bandeo en los materiales, se llevaron a cabo tratamientos térmicos de homogeneizado de acuerdo a las condiciones experimentales de la tabla 19. Además de eliminar el bandeo los tratamientos térmicos se llevaron a cabo para minimizar la anisotropía del material.

Tabla 19. Condiciones experimentales de los tratamientos térmicos de homogeneizado.

Condiciones	Dureza HRb		
	32CrMoV12-10	AISI 4340	AISI 8620
1200 °C 3 hrs.	108.06	100.83	76.06
1300 °C 3 hrs.	110.20	105.16	77.40

Los resultados de la figura 34a muestran que después de haber realizado un tratamiento térmico de homogeneizado a 1200 °C durante tres horas, aún persiste la presencia de bandeo en el acero 32CrMoV12-10. Así mismo se observa que al incrementar la temperatura a 1300 °C y un tiempo de permanencia de 3 horas se eliminó la presencia de bandeo en dicho acero (Ver Figura 34b), obteniéndose una microestructura de ferrita widmanstätten, con un tamaño de grano mayor a 1 ASTM.

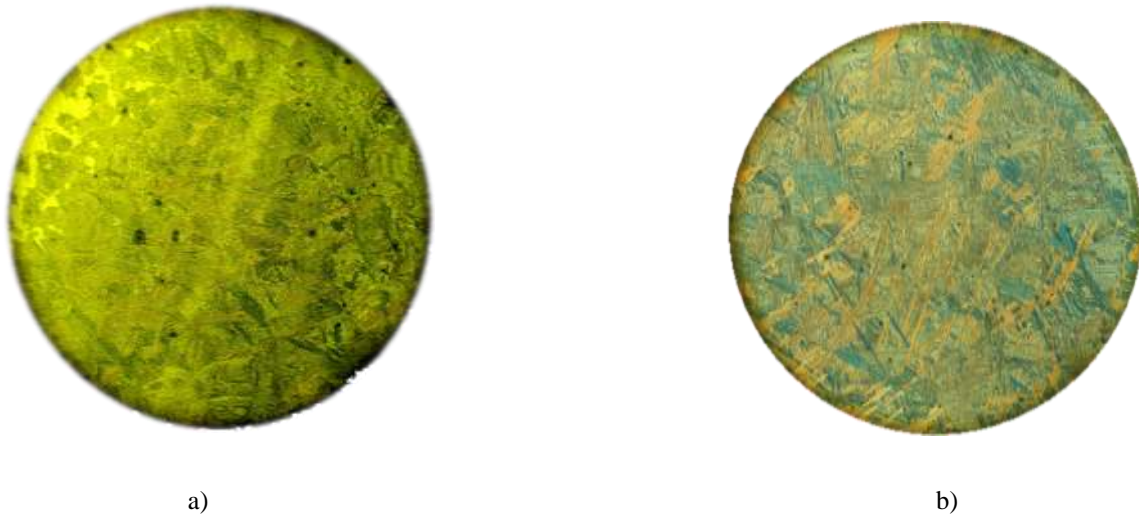


Fig. 34. Fotomicrografías a 100X del acero 32CrMoV12-10, después del tratamiento térmico de homogeneizado: a) 1200 °C, 3 h, b) 1300 °C, 3 h.

La figura 35 muestra los resultados del tratamiento térmico de homogeneizado a 1300 °C con una permanencia de 3 horas para el acero AISI 8620. Las fotomicrografías se obtuvieron a 100x.

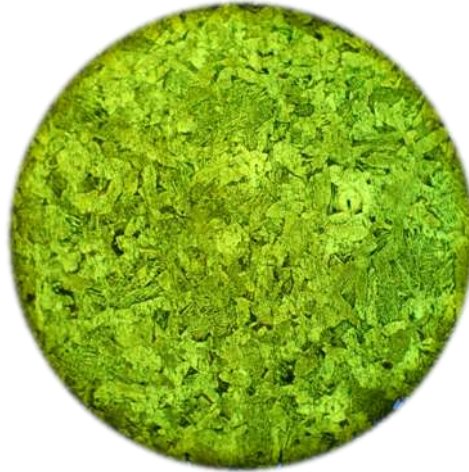


Fig. 35. Fotomicrografías a 100X del acero 8620, después del tratamiento térmico de homogeneizado a 1300 °C, 3 h.

En la figura 35 se observa que en la muestra de acero 8620 fue eliminado el bandeado después de un tratamiento térmico a 1300 °C durante 3 horas, obteniéndose una microestructura ferrítica con islas de Widmanstätten. Así mismo se observa que debido a la alta temperatura empleada, se originó un crecimiento de grano de 5 ASTM en el centro y 3.5 en las zonas cercanas a la periferia.

Para eliminar el bandeado en su totalidad en los aceros DIN 32CrMoV12-10 y AISI 8620 se requirió un tratamiento térmico a una temperatura de 1300 °C durante tres horas, debido a que una menor temperatura no fue suficiente para eliminar la anisotropía del material, tal como se observa en la figura 34.

3.5 Tratamiento de refinamiento de grano

AISI 8620

La temperatura de 1300 °C utilizada en el tratamiento térmico de homogeneizado propició un crecimiento del tamaño de grano. Debido a que el tamaño de grano es un parámetro que afecta directamente las propiedades mecánicas de los aceros, se realizó tratamiento térmico de refinación de grano, bajo los parámetros que se indican en la tabla 20.

Tabla 20. Tratamientos térmicos de refinación de grano del acero 8620

Material	Condiciones del tratamiento térmico		
	Pre calentamiento	Permanencia	Enfriamiento
AISI 8620	600 °C, 15 minutos	845°C, 1 hora	Al aire

En la Figura 36 se muestran los resultados del refinamiento de grano para el acero AISI 8620, se observa un tamaño de grano grande para a) el acero homogeneizado y el tamaño de grano reducido para b) el acero con refinamiento de grano.

Se partió de un acero con tamaño de grano de 5 en el centro y 3.5 ASTM en la periferia para el acero con tratamiento térmico homogeneizado, después del tratamiento térmico de refinamiento de grano, el tamaño de grano disminuyó a 8 ASTM.

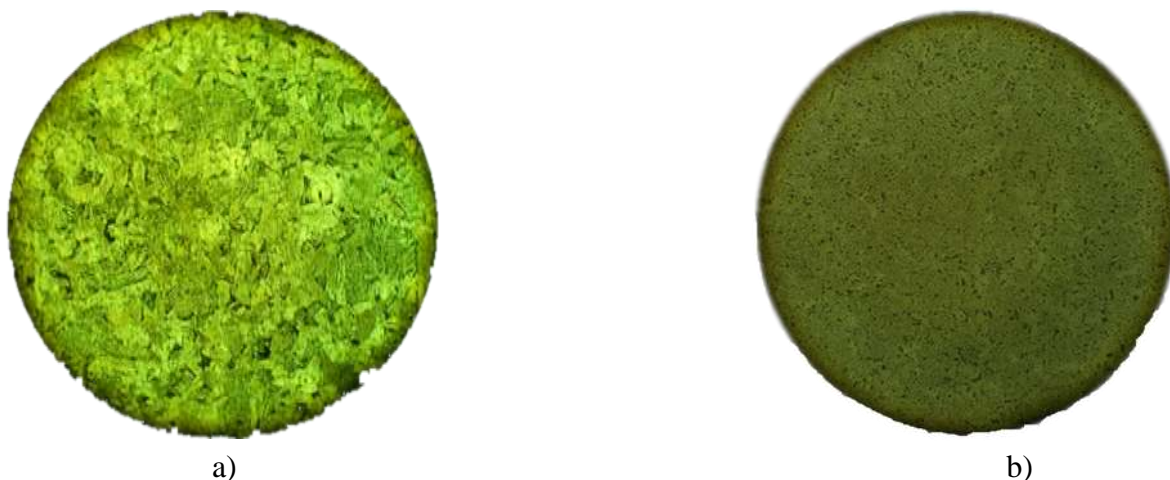


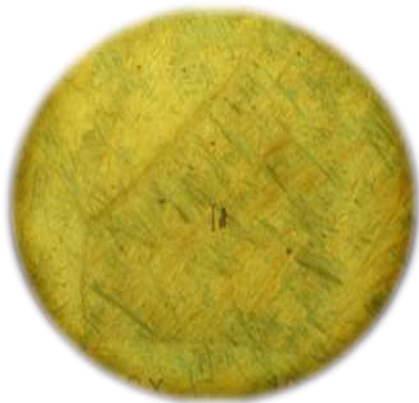
Fig. 36. Fotomicrografías a 100X del acero 8620: a) homogeneizado a 1300 °C, 3 h, tamaño de grano 5 en el centro y 3.5 ASTM en la periferia, b) después del tratamiento térmico de refinamiento de grano, tamaño de grano 8 ASTM.

DIN 32CrMoV12-10

Debido a la composición química y nivel de inclusiones no metálicas presentes en el acero 32CrMoV12-10, no fue posible refinar el grano con un tiempo de tratamiento similar al realizado al acero 8620, razón por la cual se incrementaron notablemente los tiempos de tratamiento. Así mismo debido a la alta templabilidad del acero se buscó la manera de enfriarlo de forma lenta, con el fin de evitar su transformación. Las condiciones de tratamiento térmico de refinamiento de grano se indican en la tabla 21.

Tabla 21. Tratamientos térmicos de refinación de grano del acero 32CrMoV12-10

Condiciones del tratamiento de refinación de grano			Resultado obtenido
Precalentamiento	Permanencia	Enfriamiento	
Dentro de la mufla	880°C, 1 horas	Al aire	No se obtuvo refinamiento de grano.
Dentro de la mufla	880°C, 13 horas	Dentro de la mufla	Se obtuvo refinamiento de grano.



a)



b)

Fig. 37. Fotomicrografías a 100X y 500X del acero 32CrMoV12-10: a) homogeneizado a 1300 °C, 3 h, refinado de grano a 880 durante 1 hora, b) homogeneizado a 1300 °C, 3 h, refinado de grano a 880 durante 13 horas.

En la figura 37 se observa que con el tratamiento térmico de 880 °C no se obtuvo refinamiento, así como que debido a la alta templabilidad del acero al enfriarse al aire se transforma a una estructura Widmanstätten.

3.5.1 Resistencia al impacto con y sin refinamiento de grano

Para observar el efecto del tamaño de grano en el acero AISI 8620 después de un tratamiento térmico de homogeneizado, refinación de grano, se llevaron a cabo ensayos de resistencia al impacto, obteniéndose los resultados que se muestran en la tabla 22.

Tabla 22. Resistencia al impacto de materiales homogenizados con y sin refinamiento de grano.

Acero AISI 8620 Homogenizado	Sin refinamiento de grano (tamaño de grano 5 en el centro y 3.5 ASTM en la periferia)	Con refinamiento de grano (tamaño de grano 8 ASTM).
Resistencia al impacto (J)	33.04	43.63
	30.40	37.26
	19.61	37.26
Valor promedio (J)	27.65	39.32

Mediante el ensayo de impacto realizado a muestras homogenizadas con y sin tratamiento térmico de refinamiento de grano pudo comprobarse que el material (AISI 8620) con menor tamaño de grano presentó la mayor resistencia al impacto

3.6 Tratamiento de temple y revenido


Se llevaron a cabo tratamientos térmicos de temple y revenido a diferentes temperaturas con el objeto de conocer el comportamiento de los tres aceros a diferentes condiciones de tratamiento térmico y obtener una buena relación entre las propiedades de resistencia a la tensión, límite elástico y resistencia al impacto. Para el diseño del tratamiento térmico se considero un intervalo de dureza de 30 a 40 HRc, esto es materiales de alta resistencia a la tensión e impacto, sin sacrificar el límite elástico, ya que es un parámetro importante para el funcionamiento de tubos de alta resistencia.

Acero 32CrMoV12-10


En la tabla 23 se muestran las condiciones de los tratamientos térmicos del acero 32CrMoV12-10, así como los valores de dureza obtenidos. Previo a cada tratamiento térmico de temple y revenido el material fue homogenizado a 1300 °C durante 3 horas, posteriormente se le realizó un tratamiento térmico de refinamiento de grano a 880 °C durante 13 horas.

Tabla 23. Parámetros de los tratamientos térmicos de temple y revenido del acero 32CrMoV12-10.


Parámetros	DIN 32CrMoV12-10		
	Pre calentamiento	600 °C, 10 minutos	600 °C, 10 min.
Austenitización	850 °C, 30 minutos	850 °C, 30 min.	850 °C, 30 min.
Medio de temple	Aceite	Aceite	Aceite
Revenido	610 °C, 2 horas	640 °C, 2 h.	680 °C, 2 h.
Dureza	40 HRc	34 HRc	32 HRc
Microestructura	Martensita revenida	Martensita revenida	Martensita revenida



a)



b)



c)

Fig. 38. Fotomicrografías a 100x del acero 32CrMoV12-10 revenido a: a) 600 °C, b) 640 °C y c) 680 °C.

De las barras de acero 32CrMoV12-10 homogeneizadas, se maquinaron probetas para realizar ensayos de tensión e impacto, a las cuales se les realizaron tratamientos térmicos de temple y revenido bajo las condiciones indicadas en la tabla 23. Los resultados obtenidos en los ensayos antes citados, se muestran en la tabla 24.

Tabla 24. Propiedades del acero 32CrMoV12-10 con tratamientos térmicos de temple y revenido

Material	Temperatura de revenido	Energía absorbida (J)	UTS (MPa)	Limite elástico (MPa)	Elongación (%)
32CrMoV12-10	610 °C	59.33	1091.51	1074.61	7.51
	640 °C	92.67	965.27	961.95	9.37
	680 °C	124.05	832.83	812.42	12.44

Debido a que mediante los tratamientos térmicos de temple y revenido no fue posible mejorar las propiedades de resistencia al impacto y límite elástico, se repitió la secuencia del tratamiento térmico de refinamiento de grano, encontrándose que a pesar de haber obtenido un refinamiento de grano en las probetas, no fue posible eliminar por completo las fronteras de grano de austenita previa, lo cual le restó propiedades al material, ocasionando los resultados obtenidos de baja resistencia al impacto principalmente. En la figura 39 se observan las fronteras del tamaño de grano de austenita previa, después del tratamiento térmico para refinar el tamaño de grano.

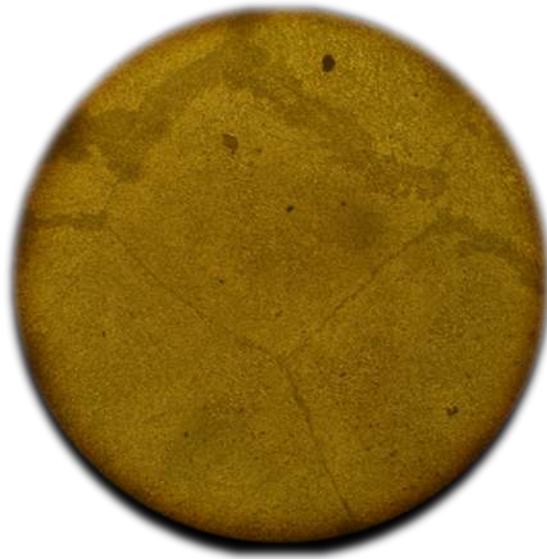


Fig. 39. Fotomicrografías a 100X del acero 32CrMoV12-10, homogeneizado a 1300 °C, 3 h, refinado de grano a 880 durante 13 h.

Acero AISI 4340

En la tabla 25 se muestran las condiciones de los tratamientos térmicos del acero 4340, así como los valores de dureza obtenidos. En la figura 40 se observan las microestructuras obtenidas en cada uno de los tratamientos térmicos.

Tabla 25. Parámetros de los tratamientos térmicos de temple y revenido del acero 4340.

Parámetros	AISI 4340		
	Pre calentamiento	600 °C, 10 min.	600 °C, 10 min.
Austenitización	850 °C, 25 min.	850 °C, 25 min.	850 °C, 25 min.
Medio de temple	Aceite	Aceite	Aceite
Revenido	500 °C, 2 h.	550 °C, 2 h.	600 °C, 2 h.
Dureza	40 HRc	34 HRc	32 HRc
Microestructura	Martensita revenida	Martensita revenida	Martensita revenida

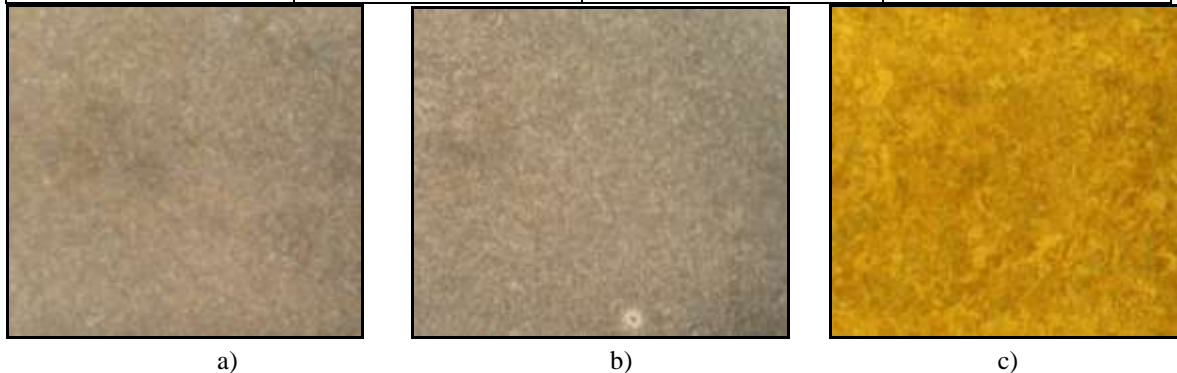


Fig. 40. Fotomicrografías a 100X del acero 4340 revenido a: a) 500 °C, b) 550 °C y c) 600 °C.

De las barras de acero AISI 4340 tal como fue adquirido (templado y revenido) se fabricaron probetas para realizar ensayos de tensión e impacto, a las cuales se le realizaron tratamientos térmicos de temple y revenido bajo las condiciones indicadas en la tabla 25. Los resultados de las propiedades mecánicas obtenidas en los ensayos de tensión e impacto se muestran en la tabla 26.

Tabla 26. Propiedades del acero 4340 con tratamientos térmicos de temple y revenido

Material	Temperatura de revenido	Energía absorbida (J)	UTS (MPa)	Limite elástico (MPa)	Elongación (%)
AISI 4340	500 °C	43.14	1241.19	1225.46	20.37
	550 °C	51.97	1154.96	1149.72	23.79
	600 °C	76.49	1036.73	1030.47	24.25

Acero AISI 8620

En la tabla 27 se muestran las condiciones de los tratamientos térmicos del acero 8620, así como los valores de dureza obtenidos. La figura 41 muestra las microestructuras obtenidas en cada uno de los tratamientos térmicos.

Tabla 27. Parámetros de los tratamientos térmicos de temple y revenido del acero 8620.

Parámetros	AISI 8620		
	Precalentamiento	600 °C, 10 min.	600 °C, 10 min.
Austenitización	880 °C, 25 min.	880 °C, 25 min.	880 °C, 25 min.
Medio de temple	Aceite	Aceite	Aceite
Revenido	350 °C, 2 h.	400 °C, 2 h.	450 °C, 2 h.
Dureza	37 HRc	36 HRc	31 HRc
Microestructura	Martensita revenida	Martensita revenida	Martensita revenida

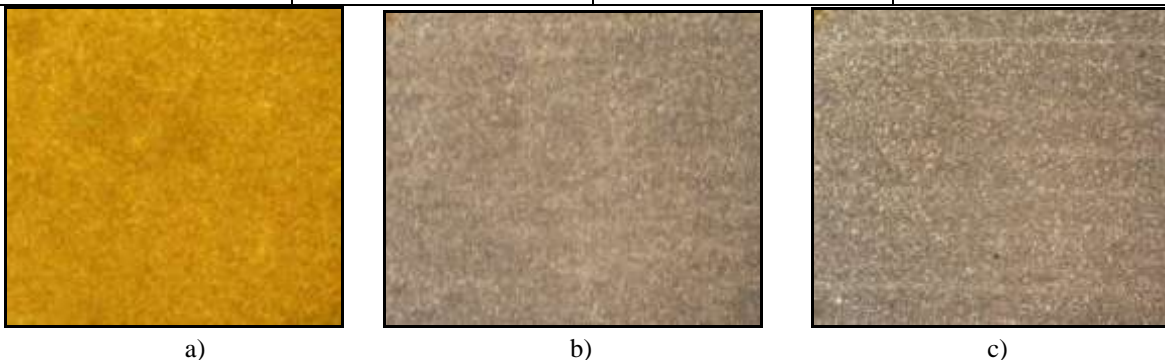


Fig. 41. Fotomicrografías a 100X del acero 8620 revenido a: a) 350 °C, b) 400 °C y c) 450 °C.

De las barras de acero AISI 8620 homogeneizadas, se manufacturaron probetas para llevar a cabo los ensayos de tensión e impacto, a las cuales se le realizaron tratamientos térmicos de temple y revenido bajo las condiciones indicadas en la tabla 27. Los resultados obtenidos en los ensayos de tensión e impacto se muestran en la tabla 28.

Tabla 28. Propiedades del acero 8620 con tratamientos térmicos de temple y revenido

Material	Temperatura de revenido	Energía absorbida (J)	UTS (MPa)	Limite elástico (MPa)	Elongación (%)
AISI 8620	350 °C	35.30	1165.92	1029.83	7.61
	400 °C	48.05	1052.70	946.40	9.25
	450 °C	101.00	1015.64	961.94	17.99

CONCLUSIONES

Con el desarrollo de este trabajo se obtuvieron las siguientes conclusiones:

a) Caracterización de la materia prima.

Se determinó que los aceros DIN 32CrMoV12-10 y AISI 4340 fueron adquiridos con tratamiento térmico de temple y revenido, ya que éstos presentaron una microestructura de martensita revenida.

El acero 32CrMoV12-10 fue el que presentó el nivel más bajo de inclusiones no metálicas, lo que indica un proceso de fabricación de mayor calidad.

Los aceros AISI 8620 y DIN 32CrMoV12-10 presentaron bandeado, a diferencia del acero AISI 4340, el cual presentó un tratamiento de homogeneización.

La caracterización mecánica indicó que los aceros AISI 4340 y DIN 32CrMoV12-10 presentaron valores de dureza y resistencia a la tensión de 33 HRc, 1012 MPa y 34 HRc, 1024 MPa, respectivamente; sin embargo, el acero DIN presentó el doble de valor de resistencia al impacto que el acero 4340, lo cual se atribuye principalmente a los elementos aleantes Va y Mo que incrementan esta propiedad en los aceros. El acero AISI 8620 presentó el mayor porcentaje de elongación debido a que fue adquirido en estado de recocido.

b) Efecto del trabajo en frío

Se observó mediante MEB un mayor efecto de la deformación en frío en la zona cercana a la superficie del acero 32CrMoV12-10 que en zonas cercanas al centro de la pieza.

La deformación en frío actúa sobre toda la masa del acero, ya que la resistencia a la tensión se incrementó al aumentar el porcentaje de deformación. El análisis de microdureza a lo largo de la sección transversal de tubos y barras trabajados en frío a diferentes porcentajes de deformación no muestran cambios significativos de dureza.

Una deformación en frío de aproximadamente 47 % en el acero 32CrMOV12-10, originó un decremento de 50 % en la resistencia al impacto del acero.

c) Tratamiento térmico de homogeneizado

El bandeado que presentaron los aceros DIN 32CrMoV12-10 y AISI 8620 se eliminó con un tratamiento térmico de homogeneización a 1300 °C y un tiempo de permanencia de 3 horas, seguido de enfriamiento lento de las probetas en el interior del horno.

El tratamiento térmico de homogeneización a 1300 °C generó un crecimiento en el tamaño de grano de los aceros AISI 8620 y DIN 32CrMoV12-10 de 5 y 1 ASTM respectivamente. Por lo que se llevo a cabo un tratamiento térmico para refinar el grano, para lo cual se consideraron las temperaturas críticas de los aceros AISI 8620 y DIN 32CrMoV12-10.

d) Tratamiento térmico de refinamiento de grano

Para refinar el grano del acero 8620 se empleó una temperatura de 845 °C, con una permanencia de una hora y enfriamiento al aire.

Debido a los aleantes y al bajo nivel de inclusiones que contiene el acero 32CrMoV12-10, no fue posible obtener un refinamiento de grano adecuado, ya que se obtuvo generación de granos nuevos en el interior, pero no fue posible eliminar por completo las fronteras de grano de austenita previo, el cual fue originado por el tratamiento térmico de homogeneizado a 1300 °C durante 3 horas.

e) Tratamiento térmico de temple y revenido

Con el tratamiento térmico de temple y revenido a 600 °C realizado al acero AISI 4340 se obtuvo la mejor relación entre resistencia al impacto y límite elástico, mejorándose las propiedades mecánicas de resistencia a la tensión, límite elástico y resistencia al impacto, así como la ductilidad, con respecto a las propiedades mecánicas con las que se adquirió.

Mediante el ensayo de impacto empleando probetas de acero AISI 8620 con tratamiento térmico de homogeneización, con y sin refinamiento de grano, fue posible corroborar el efecto significativo del tamaño de grano en la prueba de impacto.

La mejor relación entre las propiedades de resistencia al impacto, límite elástico y ductilidad del acero AISI 8620 fue obtenida con el tratamiento térmico de temple y revenido a 450°C. Así mismo se identificó una mejora significativa en las propiedades mecánicas con el tratamiento térmico de revenido de 450 °C, con respecto a las obtenidas con el revenido realizado a 400 °C.

El acero 32CrMoV12-10 fue el que obtuvo la mayor resistencia al impacto. Así mismo se observó que el tamaño de austenita previa afecta las propiedades mecánicas del material, ya que no fue posible obtener mejores propiedades mecánicas del acero con tratamiento de homogeneizado, de refinamiento de grano y de temple y revenido, con respecto al material como fue adquirido

REFERENCIAS

1. W. Callister, “Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales”, USA (1990), Ed. Reverte, p. 158-163, 175.
2. D. Askeland, “Ciencia e ingeniería de los materiales”, USA (1998), Ed. Thompson, p. 176,180.
3. G. Dieter, “Mechanical Metallurgy”, Ed. McGraw Hill, (1988), p. 229-240.
4. Rajender Singh, Introduction to basic manufacturing processes and workshop technology, New Age International (P) limited publishers, (2006), p. 293 –304
5. ASM Hand Book, Forming and forging Vol. 14, (1993), p. 310-312.
6. S. Avner, “Introducción a la metalurgia física”, Ed. McGraw Hill, (1988), p. 18-30.
7. J. Verhoeven, “Fundamentos de metalurgia Física”, Ed. Limusa, (1987), p. 71-139.
8. J. Schley, “Introduction to Manufacturing processes”, Ed. McGraw Hill, (1977), p. 118-135.
9. Leslie, “The Physical Metallurgy of steels”, Ed. McGraw Hill, (1982), p. 142-186.
10. G. Krauss, “Principles of Heat treatment of steel”, Ed. American Society For metals, (1980), p. 1-90.
11. R. Reed Hill, “Principios de metalurgia Física”, Ed. Continental, (1986) p. 137-214
12. ASM Source Book on cold forging (1977)
13. J. Barreiro, “Aceros especiales”, Ed. Dossat, (1966), p. 53-77.
14. W. Smith, “Structure and properties of engineering alloys”, Ed. McGraw Hill, (1981), p. 114,117, 146.
15. ASM Hand Book, Heat Treating, Vol. 04, (1993), p. 19.
16. Steel and its heat treatment, Mackays of chatham, 1984.
17. F.B. Sabroff, Forging materials and practices, (1968)
18. D. Brandon, Microestructural caracterizacion of materials, John wiley, (2008).
19. ASM, Heat treaters guide standar practices and procedures for steel, (1982).

-
-
20. A. Salemi, A. Abdollah-zadeh, Department of Materials Eng., Tarbiat Modares University, P. O. Box 14115-143, Tehran, Iran.
 21. M.P. Mungi, S.D. Rasane, P.M. Dixit, *Journal of Materials Processing Technology* 142 (2003) p. 256–266.
 22. N. Saeidi, A. Ekrami *Materials Science and Engineering A* 523 (2009) p. 125–129.
 23. Augustin keg Steyr, Cold forging of rifle barrels with and without cartridge chamber, (1995).
 24. Geoffrey Kolbe, *The Making of a Rifled Barrel*, (2004).
 25. A. Ghaei a, M.R. Movahhedy, A. Karimi Taheri, *Journal of Materials Processing Technology* 170 (2005) p. 156–163.
 26. Fardin Nematzadeh, Mohammad Reza Akbarpour, Amir Hosein Kokabi, Seyed Khatiboleslam Sadrnezhaad, *Materials Science and Engineering A* 527 (2009) p. 98–102.
 27. H. Dyja, G. Banaszek, S. Berski, S. Mr´oz, *Journal of Materials Processing Technology* 157–158 (2004) p. 496–501.
 28. G. Krauss, *Solidification, Segregation, and Banding in Carbon and Alloy Steels*, Iron & Steel Society, (2003).
 29. Roger A. Jaramillo, Mark T. Lusk, Martin C. Mataya, *Acta Materialia* 52 (2004) p. 851–858, (2003).
 30. Dr. Edgar C. Bain, *Functions of alloying elements in steel*, ASM, (1945).
 31. S. Zhirafar, *Journal of Materials Processing Technology* 186 (2007) 298–303
 32. C.C. Tasan, *Scripta Materialia* 62 (2010) 835–838