

UNIVERSIDAD NACIONAL DE INGENIERÍA

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA



TESIS

**CARACTERIZACIÓN MICROMECAÁNICA Y
MACROMECAÁNICA DEL ACERO D3 TRATADO
TÉRMICAMENTE PARA HERRAMIENTAS DE CORTE Y
ESTAMPADO DE ALTO RENDIMIENTO**

**PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIA
CON MENCIÓN EN CIENCIA DE LOS MATERIALES**

**ELABORADO POR
LUIS A. SAMPEN ALQUIZAR
JOSE LUIS SOSA**

**ASESOR
DSc. NAIN MAXIMO RAMOS ALVAREZ**

**LIMA – PERÚ
2020**

Dedico esta investigación especialmente a mis padres Luis y Felipa quienes son mi guía desde mi infancia y que me enseñaron amar a Dios.

A mis hijos Luis, Paola, Katherine, Cinthya, Ana y Felipe, la razón de cada paso que doy en la vida,

También agradezco a Dios, por haber puesto en mi camino a Alicia mi esposa, porque me brinda su constante apoyo y me anima día a día para alcanzar nuevas metas, profesionales y personales.

Luis Alberto Sampén Alquizar

Dedico esta Tesis especialmente a mis padres Lázaro y Juana quienes son mi guía desde mi infancia.

Dedico este trabajo a mi amada compañera Carmela Zoraida, por su apoyo permanente y su paciencia y tolerancia en nuestro día a día

José Luis Sosa.

También, **dedicamos** este trabajo a los grandes maestros que nos apoyaron, nos formaron y creyeron siempre en nuestra capacidad.

Los Autores

Agradezco a mi asesor, el DSc. Nain M. Ramos Alvarez, al Decano Dr Elmar Javier Franco Gonzales y a todos los profesores de posgrado de la FIM que nos apoyaron de distintas maneras para poder culminar este trabajo.

También, de forma encarecida agradecemos a nuestros hijos que nos motivaron y nos dieron soporte para poder culminar esta tesis.

Los Autores

RESUMEN

El objetivo de la tesis es mejorar las propiedades mecánicas del acero D3 mediante los tratamientos térmicos de temple y revenido. Para el temple se calentó el acero a temperaturas de 960, 990 y 1200 ° C enfriando posteriormente la probeta en agua y para el revenido se usaron temperaturas de 200, 300 y 400 ° C, realizándose dos revenidos de una hora de duración cada uno. Se obtuvieron diferentes resultados en la máxima resistencia a la tracción, el esfuerzo de fluencia, la Dureza Rockwell C, y el ensayo de impacto. Asimismo, se realizó la metalografía en cada caso. También, se ha realizado un análisis de las deformaciones empleando la técnica de caracterización de material. De lo mencionado anteriormente, esta tesis propone un adecuado tratamiento térmico de calentamiento lento con dos precalentamientos intermedios a 400 °C y 800 °C, con una duración de 30 minutos cada uno, tomando en cuenta que la conductividad térmica del acero es menor a bajas temperaturas, por lo que el calentamiento origina tensiones térmicas que aumentan el peligro de deformación y agrietamiento de las piezas. También, se propone un tiempo de permanencia de 120 minutos a la temperatura de austenización y un enfriamiento a 0°C, para favorecer el pase a la solución de los carburos secundarios presentes en la microestructura, seguido de revenido simple para transformar la austenita retenida en martensita y revenido doble para transformar la martensita en martensita revenida. Por último, para disminuir esas tensiones internas durante el calentamiento se propone calentamiento lento y dos precalentamientos a 400 °C y 800 °C.

ABSTRACT

The objective of the thesis is to improve the mechanical properties of D3 steel through heat treatment of quenching and tempering. For tempering, the steel was heated to temperatures of 960, 990 and 1200 °C, subsequently cooling the specimen in water, and temperatures of 200, 300 and 400 °C were used for tempering, with two temperings lasting one hour each. Different results were obtained in the maximum tensile strength, yield stress, Rockwell C Hardness, and the impact test. Likewise, metallography was performed in each case. Also, an analysis of the deformations has been carried out using the material characterization technique. From the aforementioned, this thesis proposes an adequate slow heating thermal treatment with two intermediate preheats at 400 ° C and 800 ° C, each lasting 30 minutes, taking into account that the thermal conductivity of steel is lower at low temperatures. temperatures, so that heating causes thermal stresses that increase the danger of deformation and cracking of the parts. Also, a residence time of 120 minutes is proposed at the austenitization temperature and a cooling to 0 ° C, to favor the passage into solution of the secondary carbides present in the microstructure, followed by simple tempering to transform the retained austenite into martensite and double tempered to transform martensite into tempered martensite. Finally, to reduce these internal stresses during heating, slow heating and two preheating at 400 ° C and 800 ° C are proposed.

ÍNDICE

CARATULA	I
DEDICATORIA	II
AGRADECIMIENTO	III
RESUMEN	IV
ABSTRACT	V
ÍNDICE	VI
LISTA DE FIGURAS	IX
LISTA DE TABLAS	XII
PRÓLOGO	1
CAPÍTULO I: INTRODUCCIÓN	1
1.1. ANTECEDENTES REFERENCIALES	4
1.2. REALIDAD PROBLEMÁTICA	9
1.2.1. DESCRIPCIÓN DEL PROBLEMA	10
1.2.2. FORMULACIÓN DEL PROBLEMA	11
1.2.3. JUSTIFICACIÓN	12
1.3. OBJETIVO (GENERAL Y ESPECÍFICO)	13
1.4. HIPÓTESIS (GENERAL Y ESPECÍFICO)	13
CAPÍTULO II: MARCO TEÓRICO	2
2.1. CLASIFICACIÓN DEL ACERO	2
2.1.1. ACEROS AL CARBONO	2
2.1.1.1. ACEROS DE BAJO CARBONO	15
2.1.1.2. ACEROS DE medio CARBONO	15
2.1.1.3. ACEROS de alto CARBONO	16

2.1.2. ACEROS ALEADOS	16
2.1.3. ACEROS INOXIDABLES	17
2.1.4. ACEROS DE ALTA RESISTENCIA	17
2.2. TRATAMIENTOS TÉRMICOS	19
2.2.1. RECOCIDO	20
2.2.2. NORMALIZADO	20
2.2.3. TEMPLADO	21
2.2.4. REVENIDO	22
2.3. ENSAYOS DE DUREZA	23
2.3.1. ENSAYO DE BRINELL	24
2.3.2. ENSAYO DE ROCKWELL	25
2.3.3. ENSAYO DE VICKERS	26
2.4. ENSAYOS DE TRACCIÓN	27
2.5. ENSAYOS DE IMPACTO	29
2.6. ENSAYOS METALOGRAFICOS	31
2.7. DIGITAL IMAGE CORRELATION (DIC)	34
CAPÍTULO III: CARACTERIZACIÓN MEDIANTE ENSAYOS MECÁNICOS	37
3.1. PLANTAMIENTO DE LA HIPÓTESIS EXPERIMENTAL	37
3.2. DISPOSICIÓN EXPERIMENTAL	44
3.2.1. DIGITAL IMAGE CORRELATION-DIC	44
3.2.2. EQUIPOS	45
3.3. CARACTERIZACIÓN MICROMECAÁNICA Y MACROMECAÁNICA	47
3.3.1. PROPIEDADES DEL ACERO D3	47
3.3.2. ANÁLISIS METALOGRAFICO	48
3.3.3. TRACCIÓN UNIAxIAL	54
3.3.4. ENSAYOS DE IMPACTO	61

CAPÍTULO IV: ESTUDIO DE DEFORMACIONES POR DIC	65
4.1. ANÁLISIS MEDIANTE DIC	65
4.2. CÁLCULO DE DEFORMACIONES	67
4.2.1. ENSAYO T1	67
4.2.2. ENSAYO T2	69
4.2.3. ENSAYO T1 200 D	71
CONCLUSIONES	74
RECOMENDACIONES	76
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	77

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Indicadores de esfuerzos excesivos [16]	18
Figura 2.2 Astillado de punzón [16]	19
Figura 2.3 Temperaturas de tratamientos para aceros al carbono [19]	21
Figura 2.4 Velocidades de enfriamiento en el centro de una probeta de acero inoxidable de ½ Pulgada de diámetro por 2 ½ pulgadas de largo, cuando se templen desde 816° C en varios medios de temple [19]	22
Figura 2.5 Esquema de ensayo de dureza Brinell	25
Figura 2.6 Esquema de ensayo de dureza Rockwell. [23]	25
Figura 2.7 Geometría del indentador Vickers. [23]	27
Figura 2.8 Curva esfuerzo- deformación [27].	28
Figura 2.9 Esquema de la máquina de Tracción. [27]	29

Figura 2.10 Esquema de la máquina del ensayo de Impacto Charpy.	30
Figura 2.11 Probetas usadas en el ensayo Charpy a) detalle de la entalla b) dimensiones de las probetas empleadas en este trabajo. El radio de la entalla se define como la anchura del radio de curvatura de la entalla [29].	31
Figura 2.12 Análisis de acuerdo con el rango de tamaño para estructuras típicas [31].	32
Figura 2.13 a) Sección a través de un arco de soldadura a tope. (b) Macroestructura, muestra de un lingote de aluminio aleado [31].	32
Figura 2.14 Microscopio metalográfico [32].	33
Figura 2.15 Diferencia de las microestructuras de recocido y normalizado [32].	34
Figura 2.16 Configuración experimental para DIC [34].	35
Figura 2.17 Comparación de resultados de FEM vs DIC [34].	36
Figura 3.1 Diagrama de flujo del proceso de caracterización del material.	38
Figura 3.2 Templado a 960°C con revenido simple y doble revenido a 200°C.	40
Figura 3.3 Templado a 960°C con revenido simple y doble revenido a 300°C.	40
Figura 3.4 Templado a 960°C con revenido simple y doble revenido a 400°C.	41
Figura 3.5 Templado a 990°C con revenido simple y doble revenido a 200°C.	41
Figura 3.6 Templado a 990°C con revenido simple y doble revenido a 300°C.	42
Figura 3.7 Templado a 990°C con revenido simple y doble revenido a 400°C.	42
Figura 3.8 Templado a 1020°C con revenido simple y doble revenido a 200°C.	43
Figura 3.9 Templado a 1020°C con revenido simple y doble revenido a 300°C.	43
Figura 3.10 Templado a 1020°C con revenido simple y doble revenido a 400°C	44
Figura 3.11 Cámaras y lentes para utilizar la técnica DIC.	45
Figura 3.12 Máquina de ensayos mecánicos uniaxiales-FIM-UNI.	46
Figura 3.13 Horno por resistencia eléctrica para tratamientos térmicos-FIM-UNI.	46

Figura 3.14 Máquina para ensayos de impacto-FIM-UNI.	47
Figura 3.15 a) Microestructura “material virgen”. b) Microestructura templada desde 960 °C.	49
Figura 3.16 a) Microestructura templada desde 990 °C. b) Microestructura templada desde 1020°C.	49
Figura 3.17 Probetas Templadas desde 960 °C. a) Revenido simple 200°C. b) Revenido doble 200°C.	50
Figura 3.18 Probetas Templadas desde 960 °C. a) Revenido simple 300°C. b) Revenido doble 300°C.	50
Figura 3.19 Probetas Templadas desde 960 °C. a) Revenido simple 400°C. b) Revenido doble 400°C.	51
Figura 3.20 Probetas Templadas desde 990 °C. a) Revenido simple 200°C. b) Revenido doble 200°C.	51
Figura 3.21 Probetas Templadas desde 990 °C. a) Revenido simple 300°C. b) Revenido doble 300°C.	52
Figura 3.22 Probetas Templadas desde 990 °C. a) Revenido simple 400°C. b) Revenido doble 400°C.	52
Figura 3.23 Probetas Templadas desde 1020 °C. a) Revenido simple 200°C. b) Revenido doble 200°C.	52
Figura 3.24 Probetas Templadas desde 1020 °C. a) Revenido simple 300°C. b) Revenido doble 300°C.	53
Figura 3.25 Probetas Templadas desde 1020 °C. a) Revenido simple 400°C. b) Revenido doble 400°C.	54
Figura 4.1 Entorno de interfaz de usuario del programa Ncorr.	66
Figura 4.2 Parámetros para análisis en el Ncorr.	66

Figura 4.3 Interfaz de resultados de desplazamientos y deformaciones del Ncorr.	67
Figura 4.4 a) Desplazamiento $U=0.498$ mm. b) Desplazamiento $V=-6.813$ mm.	68
Figura 4.5 a) Deformación $\epsilon_{xx}=0.44$ %. b) Deformación $\epsilon_{yy}=11.48$ %.	69
Figura 4.6 Deformación $\epsilon_{xy}=2.6$ %.	69
Figura 4.7 a) Desplazamiento $U=0.2241$ mm. b) Desplazamiento $V=-7.977$ mm.	70
Figura 4.8 a) Deformación $\epsilon_{xx}=0.13$ %. b) Deformación $\epsilon_{yy}=4.43$ %.	71
Figura 4.9 Deformación $\epsilon_{xy}=1.62$ %.	71
Figura 4.10 a) Desplazamiento $U=0.367$ mm. b) Desplazamiento $V=-4.843$ mm.	72
Figura 4.11 a) Deformación $\epsilon_{xx}=0.09$ %. b) Deformación $\epsilon_{yy}=0.01$ %.	73
Figura 4.12 Deformación $\epsilon_{xy}=0.02$ %.	73

LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1 Calificación de dureza en ensayo de Mohs.	24
Tabla 2.2 Tipos de dureza Rockwell y cargas aplicadas según tipo de punta.	26
Tabla 3.1 Descripción del tipo de tratamiento térmico.	39
Tabla 3.2 Etapas del desarrollo experimental.	48
Tabla 3.3 Etapas del desarrollo experimental.	54
Tabla 3.4 Características mecánicas del material en estudio en estado de suministro (recocido)	55
Tabla 3.5 Registro de mediciones realizadas durante el ensayo de tracción del material en estudio en estado de templado	56

Tabla 3.6 Características mecánicas del material en estudio templado en agua a 0°C	56
Tabla 3.7 Registro de mediciones realizadas durante el ensayo de tracción del material revenido templado a 960°C	57
Tabla 3.8 Características mecánicas del material revenido Austenizado a 960°C.	58
Tabla 3.9 Registro de mediciones realizadas durante el ensayo de tracción del material revenido templado a 990°C	58
Tabla 3.10 Características mecánicas del material revenido Austenizado a 990°C.	59
Tabla 3.11 Registro de mediciones realizadas durante el ensayo de tracción del material revenido templado a 1020°C	60
Tabla 3.12 Características mecánicas del material revenido Austenizado a 1020°C.	60
Tabla 3.13 Mediciones de dureza después de temple.	61
Tabla 3.14 Mediciones de dureza después del revenido.	61
Tabla 3.15 Muestra en estado de suministro (recocido).	62
Tabla 3.16 Resultado del ensayo de impacto en muestras templadas.	62
Tabla 3.17 Resultado del ensayo de impacto en muestras austenizadas a 960°C.	63
Tabla 3.18 Resultado del ensayo de impacto en muestras austenizadas a 990°C.	63
Tabla 3.19 Resultado del ensayo de impacto en muestras austenizadas a 1020°C.	64

PRÓLOGO

El presente trabajo para optar el grado de Maestría en Ciencias con mención en Ciencias de los Materiales, y tiene como finalidad mejorar las propiedades mecánicas del acero D3. Para lograr el objetivo el trabajo está dividido en cuatro capítulos, las conclusiones y recomendaciones, los cuales son complementados con las referencias bibliográficas. A continuación, se comentará brevemente lo mencionado. El capítulo 1, presenta una breve **introducción** sobre el estado actual del acero D3, sus propiedades mecánicas, experiencias documentadas, obtenidas de revisión bibliográfica especializada. Así también, se describe el problema, la justificación del trabajo, se establecen los objetivos según las hipótesis.

El capítulo 2, presenta el **marco teórico** que son las bases generales y especializadas fundamentales de la presente tesis. Se define y describe la clasificación del acero, el tratamiento térmico, ensayos de dureza, tracción, impacto, metalográfico y la correlación de imagen digital.

El capítulo 3, desarrolla la **caracterización mediante ensayos mecánicos**, la cual presenta el planteamiento de la hipótesis experimental, disposición experimental y la caracterización micromecánica y macromecánica del acero D3.

El capítulo 4, realiza el **estudio de deformaciones por DIC**, la cual presenta el análisis mediante DIC para el acero D3 y los cálculos de deformaciones.

Además, de los capítulos descritos, es presentado las **conclusiones** más significativas de esta tesis para el cumplimiento y corroboración de las hipótesis formuladas al inicio de la investigación. También, es presentada las **recomendaciones**, estableciendo temas de interés que puedan ayudar a futuras investigaciones.

Finalmente, son enumeradas las **referencias bibliográficas** utilizadas en el desarrollo de este trabajo.

CAPÍTULO I:

INTRODUCCIÓN

El estudio de los tratamientos térmicos de aceros para herramientas de corte y estampados es un tema frecuente en el campo de la ciencia de los materiales, que en función del tipo de aplicación requiere la mejora de algunas de sus diversas propiedades mediante un proceso de tratamiento térmico. Siendo conveniente realizar ensayos micro y macro mecánicos para verificar la eficacia del tipo de tratamiento térmico suministrado a la pieza de acero.

Macromecánicamente, se deduce que, al calentar una pieza (tratamiento térmico), es evidente que no todo el material cambia de temperatura al mismo tiempo, por lo que, en un instante cualquiera, se observaría un gradiente de temperatura en la dirección del interior al exterior de la pieza, como consecuencia se observa una dilatación térmica diferencial introducida, ocasionando tensiones internas, las cuales se incrementarán si el material en el curso del calentamiento sufre cambios microestructurales.

Microestructuralmente, se observa que al aplicar un tratamiento térmico, las zonas de la periferia del componente cuando alcanzan la temperatura de austenización sufren un cambio microestructural que conlleva a una disminución de volumen, mientras que en la zona del núcleo no se produce todavía tal transformación y el material solo se expande en virtud del calentamiento, pero cuando el núcleo alcanza una cierta temperatura que ocasiona una transformación microestructural, este se contrae y en el caso de la periferia de la pieza se seguirá calentando (expandingo),

como consecuencia de estos tratamientos térmicos se observan que los componentes experimentarán grandes tensiones internas.

Este trabajo de tesis realiza una investigación de la variación de algunas propiedades mecánicas y microestructurales, el cual es denominado estudio micromecánico y macromecánico para un acero de alto cromo y carbono AISI D3 mejorado mediante procesos de tratamiento térmico, los cuales son documentados durante todas las diferentes etapas dichos procesos, realizando diversos experimentos para verificar la eficacia de dichos tratamientos.

Además, para el buen entendimiento del lector a partir de este punto se denomina “acero D3” al acero AISI D3, utilizado para fabricar herramientas de corte y estampado de alto rendimiento.

A continuación, se describen los trabajos obtenidos desde diferentes fuentes bibliográficas que refuerzan la importancia de este estudio. También, en este capítulo, se comentará la problemática, justificación y objetivos que forman parte del planteamiento de la tesis.

1.1. ANTECEDENTES REFERENCIALES

Según diferentes fuentes bibliográficas sobre los procesos de tratamientos térmicos a los cuales están sometidos los aceros de herramientas, es presentada una revisión destacando la importancia de los tratamientos térmicos y sus consecuencias, los trabajos revisados son mostrados a continuación.

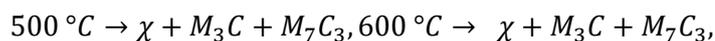
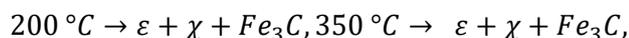
Alcántara et al. [1], desarrollan un análisis experimental de 2 muestras de acero **led**edburítico para herramientas AISI D3, austenizadas una a 940°C y la otra a 970°C, las cuales una vez templadas en aceite pasan por tres revenidos, de 1 hora cada uno, a las temperaturas 250-350-450-550 °C. La microestructura de las muestras es analizada a niveles ópticos (OM) y electrónicos (SEM), también, se analiza el patrón

de difracción de rayos-X (DRX) y se realiza una prueba de espectroscopia de rayos-X de energía dispersiva (EDS). Los resultados de los análisis demuestran que el módulo de elasticidad, es afectado por los múltiples revenidos, observándose un incremento de 1.8%-2.0% con el tratamiento térmico; así también, los valores del esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo de tensión y ductilidad disminuyen al aumentar el número de revenidos. El autor concluye que la pérdida de ductilidad es debido a la presencia de fases con fragilidad, como el $Cr_{0.03}Fe_{0.97}$. La microestructura, en las tres etapas de revenido, revela la presencia de carburos de tipo M_7C_3 y Cr_7C_3 ; cementita Fe_3C y el $Cr_{0.03}Fe_{0.97}$. Estas precipitaciones aparecen de acuerdo a la temperatura y se disuelven acorde con la estabilidad obtenida durante el proceso.

Uluköy et al. [2], realizan tratamientos térmicos al acero X210Cr12 (AISI D3, 1.2080), incluyendo descarburación, boronización y endurecimiento. La descarburación se realizó en un baño de sal por 1 y 3 horas a 850 °C, y la boronización en un medio líquido compuesto de 70% de borax y 30% de carburo de silicio por 5 horas a 980°C. Las microestructuras de las capas de difusión son examinadas mediante un microscopio óptico y los perfiles de micro endurecimiento son analizados por un indentador Vickers. El autor somete el acero a una descarburación seguida de un proceso de boronización resultando los valores de dureza un 10% mayor que la dureza de un espécimen boronizado. La investigación determina que los valores de dureza disminuyen en la superficie luego de una descarburación, pero si a seguir se realiza un proceso de boronización, la zona de transición se amplía y los valores de dureza se incrementan en el núcleo del material.

Nykiel et al. [3], exponen las transformaciones de carburos durante el templeado de un acero para herramientas D3, el cual es endurecido por una austenización a 1050

°C durante 30 minutos seguido de temple y revenido por 2 horas en un rango de temperaturas de 200-700 °C, observando la formación de los siguientes carburos:



Los carburos primarios resultan grandes y los secundarios finos, los cuales no se disuelven durante la austenización. La fracción de peso de dichos carburos es de 17.2%.

Attaullah et al. [4], investiga los efectos de austenización y temperaturas de temple y revenido en los aceros para herramientas D2 y H13. Realizando tratamientos térmicos a muestras en hornos en vacío y en condiciones normales se observó que en el tratamiento térmico en un horno en condiciones normales y en vacío. Se observó que, en el tratamiento térmico en un horno abierto a la atmósfera, se obtenía hasta 0.45 mm de espesor de la capa de descarburante y también se perdía los irremplazables elementos de aleaciones. El autor concluye que, un incremento en la temperatura de austenización produce un engrosamiento de la estructura del grano, un aumento de la disolución de carburos, un aumento en la capacidad de endurecimiento durante el templado y revenido, y una disminución en la tenacidad al impacto. También se observa que con un revenido triple la tenacidad alcanzada en un ensayo Charpy es mayor 25% comparada con la que se alcanza con un revenido doble luego de un endurecimiento en un horno de atmósfera controlada.

Vivas [5], realiza un estudio a los aceros ferríticos/martensíticos 9Cr, afirmando que, durante la fluencia, su microestructura compuesta de martensita revenida con una alta densidad de dislocaciones cambia a una microestructura más estable de ferrita y precipitados, lo que produce una disminución de la resistencia por la baja

densidad de dislocaciones y engrosamiento de bloques martensíticos. Esto se produce debido a los precipitados de $M_{23}C_6$ y los MX. Los MX son carbonitruros ricos en V y Nb, de menor tamaño que los $M_{23}C_6$. Los MX otorgan una alta estabilidad térmica en el rango que se produce la fluencia, lo que los convierte en obstáculos muy efectivos para pinzar las dislocaciones durante el proceso, retardando la degradación micro-estructural. El autor propone 2 procesos para desarrollar micro-estructuras con alta resistencia a fluencia en aceros ferríticos/martensíticos 9Cr. El primero aplica un tratamiento termo-mecánico a un acero comercial, lo que mostró una mejora en la resistencia a fluencia comparado con el acero comercial procesado convencionalmente, pero, también se produce una caída considerable en la ductilidad de fluencia, debido al aumento del tamaño del grano austenítico producido por la mayor temperatura del tratamiento termo-mecánico aplicado. El segundo proceso consiste en desarrollar nuevas composiciones de acero conservando el procesamiento convencional del acero, estos aceros se denominaron HDSN (*High Density of Stable Nanoprecipitates*), resultando tener una resistencia a fluencia similar a la del acero tratado termo-mecánicamente, pero sus valores de ductilidad son mayores que este y similares a los del acero comercial tratado convencionalmente.

Fernández [6], en su tesis doctoral aborda el material utilizado en los cilindros de laminación de los trenes de bandas en caliente, los cuales trabajan en condiciones muy severas y por lo general, son materiales bimetálicos. La autora desarrolla tratamientos térmicos para dos calidades diferentes de materiales, un acero de alto cromo y una fundición blanca alta en cromo. La microestructura y dureza de estos materiales fueron evaluados a variaciones de temperaturas y tiempos de permanencia en el horno. Para el acero alto en cromo, en tiempos de austenización cortos (1h), la dureza y micro-dureza aumentan hasta los 1000 °C, para luego

disminuir; sin embargo, para una misma temperatura, dichos parámetros aumentan con el tiempo de austenización, mientras disminuye la austenita retenida. Para la fundición blanca alta en cromo muestra resultados de dureza similares para tiempos de austenización de 5h. La dureza y micro-dureza son modificados por un tratamiento de temple, después del primer revenido tras un temple corto se produce un aumento de dureza en todo el rango de temperaturas de revenido, esto debido a la precipitación de carburos en la zona central de los granos y a la transformación de austenita retenida en martensita durante el mantenimiento a la temperatura de revenido. La autora concluye que el tratamiento más óptimo para el acero alto en cromo es una austenización a 1000°C por 12 horas seguido de un enfriamiento manteniendo a 400 °C por 6 horas, y un doble revenido a 525 °C por 5 horas cada uno; mientras que, para la fundición alta en cromo, es una austenización a 1050°C durante 5 horas seguido de un enfriamiento y un doble revenido a 500°C durante 5 horas cada uno. Finalmente, ambos materiales presentan un buen comportamiento a compresión en caliente a 500 °C y de resistencia a compresión, así también, la tenacidad de ambos materiales ha sido muy alta comparando con materiales parecidos.

Como se puede observar, parte importante del desarrollo de las investigaciones mencionadas son los ensayos mecánicos que se realizan a los materiales, los cuales no serían comparables sino estuviesen normados por una entidad que les dé un alcance mundial, por este motivo, la ASTM (*American Society for Testing and Materials*) ha creado estándares para los ensayos mecánicos de tensión [7], pruebas de impacto con barra de muescas [8], pruebas de dureza por micro-indentación [9], así también establece guías para la determinación del tamaño medio del grano [10], para la preparación de probetas metalográficas [11] y las especificaciones para aleaciones de aceros para herramientas [12].

1.2. REALIDAD PROBLEMÁTICA

Convencionalmente, los aceros utilizados para herramientas de corte y estampados se destacan entre la mayoría de los otros aceros, debido a varios aspectos. Por ejemplo, son utilizados para fabricar productos mediante una variedad de procesos de conformado de piezas. También, estos aceros deben poseer una alta dureza, entre 58 a 64 Rockwell C, el cual es un rango típico. Otros troqueles (moldes o matriz para estampado) para moldeo de plástico o trabajo en caliente se usan generalmente con una dureza más baja, típicamente entre 30 a 55 Rockwell C.

La importancia de un alto valor de dureza se ve justificada debido a una exigida resistencia de las tensiones de servicio y a su resistencia al desgaste. Siendo necesario soportar estas condiciones de trabajo sin presentar grietas, que ocasionan la falla de la herramienta o estampado. Estas fallas prematuras causadas por grietas o micro-grietas deben evitarse, o al menos minimizarse, para mantener los costos de fabricación mínimos. Además, las fallas inesperadas de herramientas y troqueles pueden cerrar una línea de fabricación e interrumpir la programación de producción, ocasionando pérdidas económicas e interrumpiendo una línea de procesos.

También, los materiales de herramientas de corte y estampados deben producirse en el tamaño y forma adecuada después de un proceso de endurecimiento, de esta manera se evita un trabajo de acabado excesivo. Para controlar una adecuada fabricación de estos materiales debe ejecutarse un correcto proceso de tratamiento térmico, el cual debe producir solo pequeñas distorsiones, pero debido a la búsqueda de una correcta precisión y alta dureza de estos materiales es complicado establecer los correctos procesos de tratamientos térmicos. Además, debido al cuidadoso equilibrio que debe mantenerse en el tratamiento térmico, el control del proceso de tratamiento térmico es uno de los pasos más críticos para producir herramientas de corte y estampados correctamente. Se puede establecer de lo mencionado

anteriormente que el control del proceso de tratamiento térmico, el diseño de herramientas y matrices y la selección del acero son factores importantes para lograr la integridad de la herramienta de corte y el estampado.

1.2.1. DESCRIPCIÓN DEL PROBLEMA

Las herramientas de corte y estampado fabricado con aceros de alto rendimiento (alto contenido de cromo y carbono), están sometidas a condiciones de trabajo complejas y severas. También, debido a su composición química tienen elementos que forman carburos que ayudan en la deformación plástica a corte y compresión.

Aunque estos materiales son ampliamente utilizados, un problema frecuente es el desgaste bajo la forma de abrasión o adhesión de metal contra metal y fenómenos de fatiga que ocasionan la degradación de las herramientas. Además, se observa que dentro de los mecanismos que causan el fallo de las herramientas de corte y estampado se puede dividirlos en dos categorías:

- Fallas catastróficas, tales como la rotura de las herramientas, grietas que atraviesen el filo de las herramientas y desprendimientos de trozos de metal de la superficie del filo de la herramienta.
- Deterioro superficial, donde la degradación de la superficie o la disminución de las dimensiones de la herramienta obliga a retirar la herramienta del servicio.

Por otro lado, estas herramientas trabajan bajo temperaturas que pueden aumentar los valores cercanos a 200 °C que producen oxidación y corrosión, lo cual perjudica drásticamente estas herramientas, generándose en muchas ocasiones herramientas que son tratadas mediante tratamiento térmicos convencionales, el cual sacrifica la resistencia al desgaste superficial a fin de asegurar que el núcleo obtenga suficiente tenacidad para evitar el peligro de fallo catastrófico. Así, es observado un desconocimiento de los efectos metalúrgicos al aplicar tratamientos térmicos como

temple y revenido, los cuales pueden afectar drásticamente la microestructura, la resistencia al desgaste, la resistencia mecánica y a la fractura por impacto.

Por lo mencionado, sobre el entorno extremadamente agresivo y el desconocimiento de las consecuencias de los tratamientos térmicos, junto con la exigencia de una mayor productividad con tolerancias cada vez más estrictas del acabado del producto, obliga a desarrollar nuevos procedimientos de tratamientos térmicos que ayuden en la mejora de las propiedades constitutivas de estas herramientas de corte y estampado.

1.2.2. FORMULACIÓN DEL PROBLEMA

A partir del problema mencionado de forma general, se plantea en esta tesis lo siguiente:

¿Es posible caracterizar al acero D3 mejorado mediante un proceso de tratamiento térmico, tal que ayude a incrementar las características mecánicas de las herramientas de corte y estampado de alto rendimiento?

Además, se formulan los siguientes problemas específicos, los cuales son descritos a continuación:

- 1) ¿Será posible la caracterización micro-mecánica del acero-D3 para fabricar herramientas de corte y estampado de alto rendimiento?
- 2) ¿Será posible la caracterización macro-mecánica del acero D3 para fabricar herramientas de corte y estampado de alto rendimiento?
- 3) ¿Cómo se puede mejorar los procesos de tratamientos térmicos para una buena combinación de alta resistencia mecánica y dureza, buena resistencia al desgaste y suficiente resiliencia a la fractura por impacto?

1.2.3. JUSTIFICACIÓN

En varios casos fue observado que el fabricante proporciona indicaciones limitadas para efectuar un adecuado tratamiento térmico del acero D3, conociendo poco o nada de las características mecánicas en estado de suministro, solo la dureza Brinell, y las micro-estructurales, después de aplicar un proceso de tratamiento como temple o revenido.

Además, existe una falta de estudios para comprender los mecanismos de distribución de fases de carburos originados en los tratamientos térmicos. También, se puede establecer que una “segregación” de carburos disminuye la resistencia mecánica del acero, ya que este acero contiene de 25 a 30 % de carburos.

Se puede enunciar que si se aplica la metodología estándar de tratamiento térmico para este tipo de aceros se obtiene como resultado una fracción importante de austenita retenida, que de acuerdo con la bibliografía relacionado para este tipo de aceros utilizados para la fabricación de herramientas de corte y estampado en frío, la presencia de austenita retenida perjudica la vida útil del material.

De lo mencionado anteriormente esta tesis se justifica debido a la falta de desconocimiento del proceso de tratamiento térmico para el acero D3, el cual establezca una ruta adecuada para el proceso y garantice resistencia al desgaste, resistencia mecánica y resiliencia por tenacidad al impacto. También se busca con este trabajo que el tratamiento térmico propuesto minimice las discontinuidades (deformaciones, micro fisuras y fisuras) que puedan presentarse después de dicho tratamiento o las fallas prematuras en servicio.

1.3. OBJETIVO (GENERAL Y ESPECÍFICO)

Objetivo General:

Caracterizar al acero D3 mediante ensayos mecánicos (micro-macro), a partir de su mejora a través de tratamientos térmicos.

Objetivos Específicos:

Como objetivos específicos, se tienen:

- 1) Realizar ensayos micro-mecánicos del proceso de tratamiento térmico del acero D3 con la finalidad de evaluar sus características micro-estructurales.
- 2) Realizar ensayos macro-mecánicos del proceso de tratamiento térmico del acero D3 con la finalidad de evaluar su resistencia mecánica.
- 3) Realizar procesos de tratamientos térmicos al acero D3 para mejorar su resistencia al desgaste y suficiente resiliencia a la fractura.

1.4. HIPÓTESIS (GENERAL Y ESPECÍFICO)

Hipótesis General:

Será posible caracterizar al acero D3 mediante ensayos mecánicos y así verificar su mejora debido al proceso de tratamientos térmico suministrado.

Hipótesis Específicos:

- 1) La realización de ensayos micro-mecánicos del proceso de tratamiento térmico del acero D3 ayudara a evaluar sus características micro-estructurales.
- 2) Efectuar ensayos macro-mecánicos del proceso de tratamiento térmico del acero D3 verificara resistencia mecánica.
- 3) Realizar procesos de tratamientos térmicos al acero D3 ayudara a mejorar su resistencia al desgaste y suficiente resiliencia a la fractura.

CAPÍTULO II: MARCO TEÓRICO

Este capítulo explorará aspectos relacionados con la parte teórica que establecen conceptos del tipo de acero, proceso de tratamiento térmico, ensayos de dureza, ensayos de tracción, ensayos de impacto, ensayos metalográficos y DIC (*Digital Image Correlation*), este último ayudará en el cálculo de los campos de desplazamientos y deformaciones. Cada uno de estos tópicos incorporan revisiones desde artículos científicos, tesis de posgrado y libros, entre otras referencias.

2.1. CLASIFICACIÓN DEL ACERO

Los aceros obedecen a normas internacionales, en este caso, se realiza una clasificación de acuerdo a los estándares de la norma AISI-SAE [13].

2.1.1. ACEROS AL CARBONO

En general, los aceros al carbono constituyen el 90% del total de la producción siderúrgica. Denominados así porque el principal elemento de aleación después del Hierro es el Carbono que, dependiendo de su porcentaje, es quien le dará las propiedades mecánicas.

En su composición química también están presentes el P (hasta 0.04%), el S (hasta 0.05%) y el Mn (0.3-0.6% para aceros de bajo carbono y 0.6-0.9% para aceros de alto carbono).

2.1.1.1. ACEROS DE BAJO CARBONO

Estos aceros poseen un porcentaje de carbono menor a 0.3%.

De acuerdo al documento de la FCEIA-UNR [14], se puede mencionar a los aceros de muy bajo carbono (desde SAE 1005 a 1015) para ser usados en piezas cuyo requisito primario es el conformado en frío. Los aceros no calmados se utilizan para embutidos profundos por sus buenas cualidades de deformación y terminación superficial. Los calmados son más utilizados cuando se necesita forjarlos o llevan tratamientos térmicos. Son adecuados para soldadura y para brazing. Su maquinabilidad se mejora mediante el estirado en frío. Son susceptibles al crecimiento del grano, y a fragilidad y rugosidad superficial si después del formado en frío se los calienta por encima de 600°C.

Los aceros de bajo carbono (desde SAE 1016 a 1030) constituyen un grupo que posee mayor resistencia y dureza, disminuyendo su deformabilidad. Los calmados se utilizan para forjas. Su respuesta al temple depende del % de C y Mn; los de mayor contenido tienen mayor respuesta de núcleo. Los de más alto % de Mn, se endurecen más convenientemente en el núcleo y en la capa. La maquinabilidad de estos aceros mejora con el forjado o normalizado, y disminuye con el recocido.

2.1.1.2. ACEROS DE MEDIO CARBONO

Pertenecen aquellos aceros que poseen un porcentaje de carbono entre 0.3% a 0.6%. La norma SAE los ubica en el grupo desde SAE 1035 hasta 1053.

En relación con la FCEIA-UNR [14], se puede decir que, son aceros para usos donde se necesitan propiedades mecánicas más elevadas y frecuentemente llevan tratamiento térmico de endurecimiento. Se utilizan en amplia variedad de piezas sometidas a cargas dinámicas. Cuando se desea incrementar las propiedades mecánicas, la templabilidad, por ejemplo, normalmente se incrementa el % de C, de

Mn o de ambos. Los de menor % de carbono se utilizan para piezas deformadas en frío, aunque los estampados se encuentran limitados a plaqueados o doblados suaves, y generalmente llevan un recocido o normalizado previo. Todos estos aceros se pueden aplicar para fabricar piezas forjadas y su selección depende del tamaño y propiedades mecánicas después del tratamiento térmico. Son también ampliamente usados para piezas maquinadas, partiendo de barras laminadas. Dependiendo del nivel de propiedades necesarias, pueden ser o no tratadas térmicamente. Pueden soldarse, pero deben tenerse precauciones especiales para evitar fisuras debido al rápido calentamiento y enfriamiento.

2.1.1.3. ACEROS DE ALTO CARBONO

Se incluyen los aceros que estén compuestos por más de 0.6% de carbono. La norma SAE los ubica en el grupo desde SAE 1055 hasta 1095.

En relación con la FCEIA-UNR [14], se puede usar este tipo de aceros en aplicaciones que se necesite incrementar la resistencia al desgaste y altas durezas que no pueden lograrse con aceros de menor contenido de C. En general no se utilizan trabajados en frío, salvo en plaqueados o el enrollado de resortes. Prácticamente todas las piezas son tratadas térmicamente antes de usar.

2.1.2. ACEROS ALEADOS

E. Cruz [15] detalla a los aceros aleados como aquellos que están compuestos por una proporción determinada de vanadio molibdeno y otros elementos, además de cantidades mayores de manganeso (1.65%), silicio (0.6%) y cobre (0.6%) que los aceros al carbono. Estos aceros se emplean para fabricar engranajes (SAE 1524 1,20—1,50 %Mn), ejes, cuchillos, etc.

Generalmente se los usa tratados térmicamente; el criterio más importante para su selección es normalmente su templabilidad, pudiendo todos ser templados en aceite.

2.1.3. ACEROS INOXIDABLES

Estos aceros contienen cromo, níquel y otros elementos de aleación que mantiene resistentes, manteniendo esa resistencia durante mucho tiempo a temperaturas extremas.

Se dividen en austeníticos, martensíticos y ferríticos. Los austeníticos no son duros ni templables, poseen una alta capacidad de deformarse plásticamente. El más ampliamente utilizado es el 304. Los martensíticos por su parte contienen 11 a 18 % Cr; son templables; para durezas más elevadas se aumenta el % Cr. Se usan para cuchillería; tienen excelente resistencia a la corrosión. Así también, los ferríticos, poseen bajo % de C y alto Cr (10-27 %) de manera de reducir el campo γ y mantener la estructura ferrítica aún a altas temperaturas.

Debido a su brillo, los arquitectos lo emplean mucho con fines decorativos. También se emplean mucho para tuberías depósitos de petróleo y productos químicos, por su resistencia a la oxidación y para la fabricación de instrumentos quirúrgicos o sustitución de huesos, porque resiste a la acción de fluidos corporales. Además, se usa para la fabricación de útiles de cocina.

2.1.4. ACEROS DE ALTA RESISTENCIA

Son de bajo % de C; aleados con Va, Nb, N, Ti, en aproximadamente 0,03% c/u, de manera que precipitan carbonitruros de Va, Nb, Ti que elevan el límite elástico entre 30 y 50 %. Presentan garantía de las propiedades mecánicas y ángulo de plegado. Son de fácil soldabilidad y tenaces. No admiten tratamiento térmico.

Estos aceros se emplean para fabricar herramientas, cabezales de corte y modelado de máquinas. Contienen wolframio, molibdeno y otros elementos de aleación que la proporcionan una alta resistencia, dureza y durabilidad.

Algunas características de estos aceros para herramientas tienen tres características principales: tenacidad, dureza y resistencia al desgaste. Todas sujetas al tratamiento térmico que reciben.

N. Tarkany [16] define la tenacidad como la oposición a la deformación. La flexión de la punta del punzón o su cabeceado son indicadores claros de esfuerzos excesivos y, si no se solucionan rápidamente, llevan a la fisura y quiebre del punzón. (ver figura 2.1).

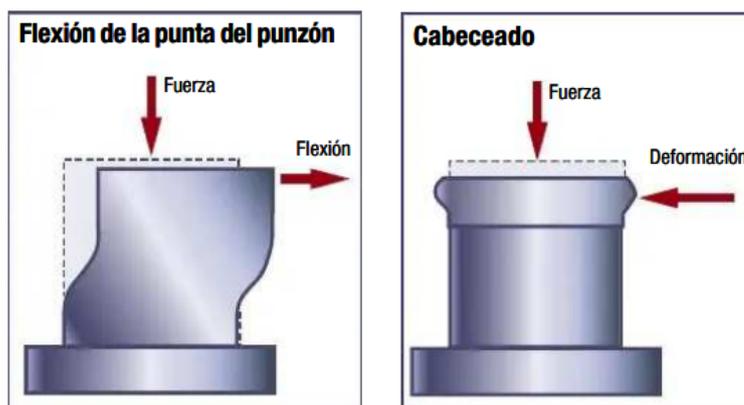


Figura 2.1 Indicadores de esfuerzos excesivos [16]

N. Tarkany [16] define la dureza como la habilidad de absorber choques o impactos súbitos. El acero de alta resistencia tiende a ser relativamente duro, generando esfuerzos súbitos tanto en el punzón como en la matriz. Los aceros de alta resistencia sufren de corte súbito debido a los grandes esfuerzos cuando el punzón atraviesa el material dando como resultado un esfuerzo o un choque de rebote. Las fallas relacionadas con la dureza son las astilladuras en el filo de corte y en el área de retención del punzón. Ver figura 2.2.



Figura 2.2 Astillado de punzón [16]

Por último, la resistencia al desgaste es la habilidad de resistir la erosión resultante de la fricción entre la herramienta de acero y el material de la pieza. El Molibdeno, Tungsteno y Vanadio son las principales aleaciones usadas en la mayoría de los aceros para herramientas para proporcionar resistencia al desgaste gracias a la creación de carburos. Debido a las altas exigencias de tenacidad y dureza en las aplicaciones de estampado de aceros de alta resistencia, la resistencia al desgaste se delega al uso de lubricantes y tratamientos superficiales de las herramientas.

2.2. TRATAMIENTOS TÉRMICOS

El tratamiento térmico de los aceros de alta resistencia es definido por J. Mego [17] como la operación más importante para determinar su comportamiento en servicio. En el tratamiento se debe considerar calentamiento lento, para así evitar el sobrecalentamiento y reducir el tiempo de permanencia evitando la reducción de la tenacidad. En general, se puede tomar la definición del Metals Handbook [18], que dice que: “un tratamiento térmico es una combinación de operaciones de calentamiento y enfriamiento, en tiempos determinados y aplicadas a un metal o aleación en el estado sólido en una forma tal que producirá propiedades deseadas”.

2.2.1. RECOCIDO

F. Castillo [19] describe el recocido como el tratamiento para reducir la dureza, mejorar la maquinabilidad, facilitar el trabajo en frío, producir una microestructura deseada, o para obtener propiedades mecánicas o físicas deseadas.

Cuando se aplica a aleaciones ferrosas, el término recocido implica un recocido total o completo del material. Se define como el recocido de una aleación ferrosa, austenizada y luego enfriada lentamente dentro del horno (cerrado y apagado) a través del rango total de transformación.

Se pueden nombrar 3 etapas del recocido: la recuperación, la recristalización y el crecimiento del grano. Este proceso depende de la formación de austenita y la subsecuente transformación de la austenita.

También existen los procesos de recocido de difusión, de ablandamiento y el recocido isotérmico.

2.2.2. NORMALIZADO

F. Castillo [19] menciona que el normalizado tiene como propósito obtener una estructura perlítica de grano fino y distribución homogénea. Este tratamiento se efectúa principalmente sobre aceros hipoeutectoides y consiste en un calentamiento arriba de A_{C3} o A_{C1} , seguido de un enfriamiento al aire.

El normalizado consiste de dos recristalizaciones por transformación de fase: una primera recristalización se obtiene por la transformación de la ferrita y el cementita (perlita) en austenita y la segunda recristalización por la transformación de la austenita a ferrita y perlita.

La práctica usual en el normalizado implica un calentamiento desde 35 a 65 °C sobre la temperatura crítica $A_{C3,1}$ o A_{Cm} . La figura 2.3 muestra el intervalo de temperaturas para el normalizado. Como puede verse en dicha figura, para aceros

hipereutectoides, es necesario calentar por encima de la línea A_{cm} a fin de disolver la red de cementita.

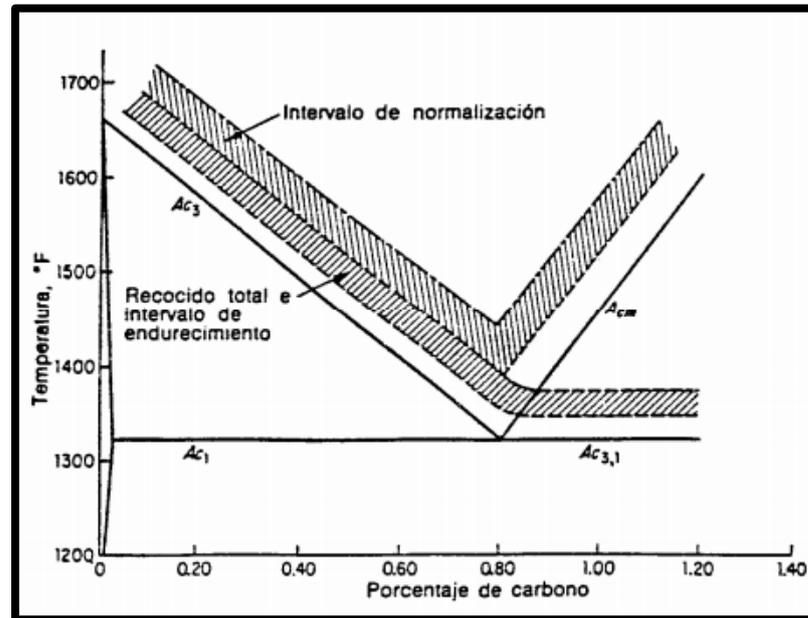


Figura 2.3 Temperaturas de tratamientos para aceros al carbono [19]

Para los aceros hipereutectoides, la normalización reducirá la continuidad de la red de cementita proeutectoide y en algunos casos puede eliminarse por completo.

2.2.3. TEMPLADO

Uno de los atributos más importantes de los tratamientos térmicos es la capacidad de endurecer el acero. Esto no solo implica obtener un alto nivel de dureza, sino también con relación a la obtención de un alto grado de tenacidad por medio de un tratamiento térmico, lograda a partir de una microestructura deseable, generalmente martensita revenida o bainita inferior.

El templado involucra un calentamiento hasta la región de estabilidad de la austenita (temperatura de austenitización), mantener el material durante un cierto tiempo a esta temperatura de austenitización y después un enfriamiento continuo desde esta temperatura, hasta por debajo de la temperatura de inicio de la formación

de la martensita (Ms), a una velocidad de enfriamiento tan grande (mayor que la crítica) que la transformación a perlita o bainita se inhibe y el producto de la transformación será la martensita (ver figura 2.4). El propósito de este tratamiento es el de obtener, para cada composición de acero, la dureza máxima.

MEDIO DE TEMPLE	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO A 705° C / s		VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO A 650° C / s	
	<i>24° C</i>	<i>52° C</i>	<i>24° C</i>	<i>52° C</i>
Salmuera al 10%	214	166	214	182
Agua	118	26	125	65.5
Gulf Super-Quench	45	48	95	101
Aceite lento	20	18	17	14.6
10% Aceite soluble, 90% Agua	20	17	20	17
Aire inmóvil	03	...	2.0	...
Sal fundida (a 220° C)	91		73	

Figura 2.4 Velocidades de enfriamiento en el centro de una probeta de acero inoxidable de ½ Pulgada de diámetro por 2 ½ pulgadas de largo, cuando se templen desde 816° C en varios medios de temple [19]

2.2.4. REVENIDO

El acero en el estado endurecido carece de aplicación práctica debido a su condición de fragilidad. Por esta razón, el revenido tiene como finalidad liberar los esfuerzos internos, mejorando la ductilidad y la tenacidad del acero, pero sin que su propósito sea eliminar la dureza obtenida por el templeado.

Por lo general, dentro del rango de temperaturas de revenido, hay un decremento en dureza y un mayor aumento en tenacidad, conforme aumenta la temperatura del revenido.

El rango de temperaturas de 200 °C a 450 °C (400 °F a 800 °F) representa una zona divisoria entre aquellas aplicaciones que requieren dureza y aquellas que requieren tenacidad. Si la principal propiedad deseada es la dureza o resistencia al desgaste la pieza se reviene a menos de 200° C, en estas condiciones los esfuerzos residuales se reducen notablemente cuando se alcanzan los 200 °C. Por otra parte, si se desea que la principal propiedad sea la tenacidad, la pieza se reviene por arriba de 450° C, temperaturas por arriba de ésta prácticamente logran que los esfuerzos internos o residuales desaparezcan casi en su totalidad.

2.3. ENSAYOS DE DUREZA

La dureza se define como la resistencia del material a resistir una deformación plástica localizada, generalmente por penetración. Se realizan distintos ensayos, planteados por diferentes autores para determinar valores que indiquen la dureza de un material. La forma más básica de medir la dureza es a través de la resistencia que opone un material a ser rayado por otro. Ejemplo de ello es el ensayo de Mohs, el cual, para determinar la dureza se basa en una tabla con la que califica la dureza del 1 al 10 (ver tabla 2.1.), donde los aceros se encuentran entre los valores de 6 y 8.

Actualmente, se mide la dureza basada en la resistencia que opone un material a dejarse penetrar por otro más duro. El ensayo de dureza es simple, de alto rendimiento ya que no destruye la muestra y particularmente útil para evaluar propiedades de los diferentes componentes microestructurales del material. Los métodos existentes para la medición de la dureza se distinguen básicamente por la forma de la herramienta empleada o penetrador, por las condiciones de aplicación de la carga y por la propia forma de calcular o definir la dureza. La elección del método para determinar la dureza depende de factores tales como las dimensiones de la muestra y espesor de esta.

Tabla 2. 1 Calificación de dureza en ensayo de Mohs.

Materiales
Talco
Yeso
Calcita
Fluorita
Apatita
Feldespato
Cuarzo
Topacio
Corindón
Diamante

2.3.1. ENSAYO DE BRINELL

Ensayo propuesto por Johan Brinell en el año 1900 [20], siendo uno de los métodos más antiguos para medir la dureza. D. Murillo [21] describe el proceso como la aplicación de una fuerza conocida mediante un indentador esférico con un diámetro determinado durante un periodo de tiempo de entre 30 y 60 segundos sobre una probeta del material a analizar; esta presión deja una marca o huella con un diámetro y una profundidad cuantificables y con los que es posible calcular la dureza en unidades HBN (Hardness Brinell Number) utilizando la ecuación 2.1.

$$HB = \frac{2 * P}{\pi * D * (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \left[\frac{Kg - f}{mm^2} \right] \quad (2.1)$$

Donde P es la carga aplicada, D el diámetro del indentador y d el diámetro de la huella. Ver figura 2.5. Se obtiene el número de Brinell en kg-f/mm².

El tiempo del ensayo va desde los 10 a los 15 segundos. Generalmente se usan bolas de 10 mm de diámetro.

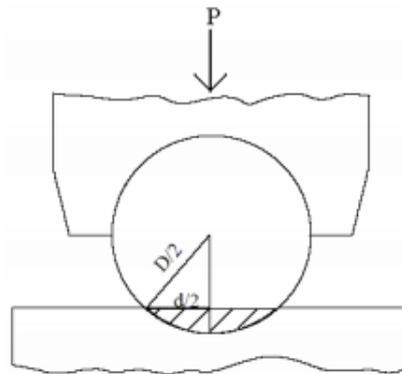


Figura 2.5 Esquema de ensayo de dureza Brinell

2.3.2. ENSAYO DE ROCKWELL

El ensayo de Rockwell es descrito por G. Andino y M. Cano [25] como una prueba que consiste en causar una indentación en el material de ensayo, el número de dureza encontrado es una función del grado de penetración de la pieza de ensayo por la acción de un penetrador o indentador bajo una carga estática dada. El indentador o penetrador puede ser una bola de acero o un cono de diamante con una punta ligeramente redondeada.

El estándar ASTM E18-03 [22] define el número de dureza Rockwell como un número derivado del incremento neto en la profundidad del indentador cuando la fuerza en el indentador es incrementada desde una fuerza previa hasta una fuerza total y luego retornada al valor de fuerza previa. El esquema de determinación de la dureza según Rockwell se expone en la figura 2.6.

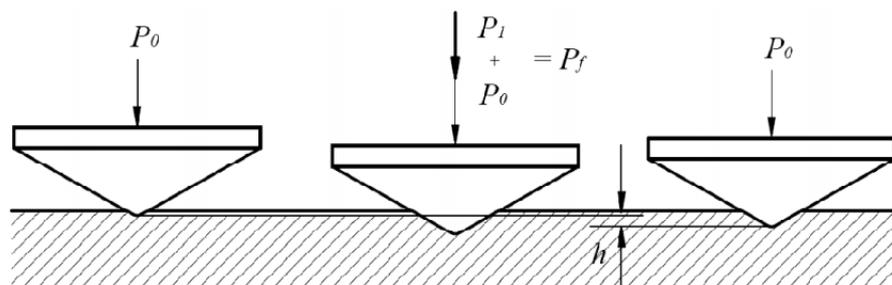


Figura 2.6 Esquema de ensayo de dureza Rockwell. [23]

El aumento en la profundidad de la penetración, resultando del uso y del retiro de la carga principal se utiliza para calcular el número de la dureza de Rockwell que se calcula según la fórmula 2.2.

$$HRx = E - e \quad (2.2)$$

Generalmente este valor de dureza es medido por el durómetro, ya sea de forma digital o análoga y depende de las cargas utilizadas. Ver tabla 2.2.

Tabla 2. 2 Tipos de dureza Rockwell y cargas aplicadas según tipo de punta.

Escala	Tipo de Punta	Carga menor F0 [kgf]	Carga mayor F1 [kgf]	Carga Total F [kgf]	Valor de E [mm]
HRA	Cono del diamante	10	50	60	100
HRB	bola de acero de 1/16"	10	90	100	130
HRC	Cono del diamante	10	140	150	100
HRD	Cono del diamante	10	90	100	100
HRE	bola de acero de 1/8"	10	90	100	130
HRF	bola de acero de 1/16"	10	50	60	130
HRG	bola de acero de 1/16"	10	140	150	130
HRH	bola de acero de 1/8"	10	50	60	130
HRK	bola de acero de 1/8"	10	140	150	130
HRL	bola de acero de 1/4"	10	50	60	130
HRM	bola de acero de 1/4"	10	90	100	130
HRP	bola de acero de 1/4"	10	140	150	130
HRR	bola de acero de 1/2"	10	50	60	130
HRS	bola de acero de 1/2"	10	90	100	130
HRV	bola de acero de 1/2"	10	140	150	130

2.3.3. ENSAYO DE VICKERS

De acuerdo con G. Andino y M. Cano [21] el ensayo o prueba Vickers, esta especificado en la norma ASTM E 92-82 [35], y consiste en realizar una indentación de la misma forma que en el ensayo Brinell, pero en este caso se usa un penetrador de diamante formado como una pirámide de cuatro lados en la cual el ángulo entre las caras opuestas es de 136 grados (ver figura 2.7), bajo una carga indicada, esta puede variar desde 5 kilogramos hasta 125 kilogramos en incrementos de 5

kilogramos. Este indentador se diseñó con el fin de superar las adversidades que se presentan con el indentador esférico. Su objetivo es la determinación de la superficie lateral, S , de la huella.

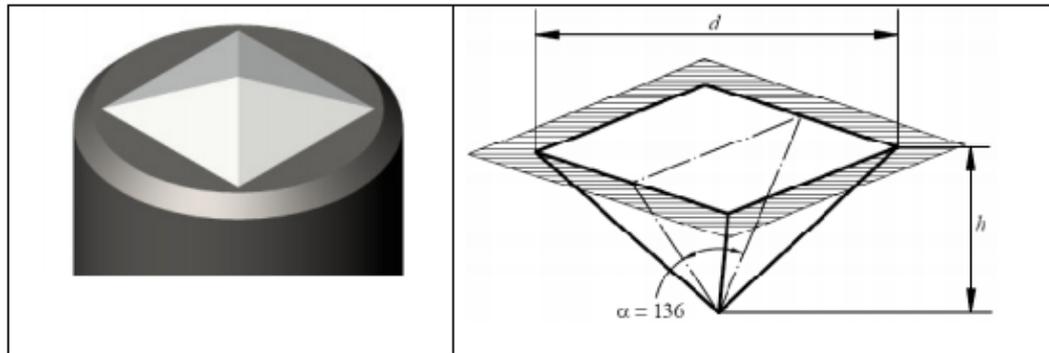


Figura 2.7 Geometría del indentador Vickers. [23]

El área se determina a partir de la medición por microscopía óptica de las diagonales de la huella, calculándose la dureza mediante la expresión 2.3.

$$HV = \frac{P}{A} = 1.8544 \frac{P}{d^2} \quad (2.3)$$

Donde d es la media aritmética de las diagonales d_1 y d_2 . Se despeja el área sabiendo que el ángulo es igual a 136°

Este ensayo al utilizar un indentador de forma piramidal que permite obtener huellas que resultan bien perfiladas, cómodas para la medición, ya que es mucho más exacta la lectura de la diagonal de un cuadrado que la del diámetro de un círculo, el ensayo Vickers es aplicable con igual éxito para materiales duros y blandos, y sobre todo para los ensayos en materiales delgados y en capas superficiales, en los materiales de dureza media la dureza Vickers coincide con la dureza Brinell.

2.4. ENSAYOS DE TRACCIÓN

A. Balbantín [26] define la prueba como un ensayo estático que consiste en aplicar a la probeta, en dirección axial, un esfuerzo de tracción creciente, generalmente hasta

la rotura, con el fin de determinar una o más de sus características mecánicas. Este ensayo permite conocer: el Módulo de elasticidad, el coeficiente de Poisson, el límite de fluencia, el límite elástico, la resistencia a la tracción y el alargamiento. En la figura 2.7 se observan la zona de comportamiento elástico (A), el punto de fluencia (B), la deformación plástica (C) y la zona de estricción o rotura (D).

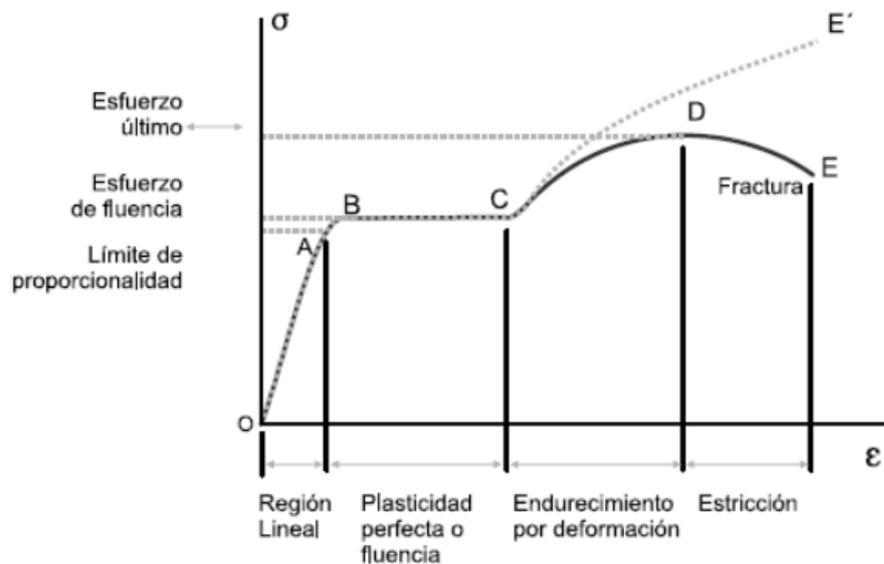


Figura 2.8 Curva esfuerzo- deformación [27].

La máquina de ensayo (ver figura 2.8) impone la deformación desplazando el cabezal móvil a una velocidad seleccionable. La celda de carga conectada a la mordaza fija entrega una señal que representa la carga aplicada, las máquinas están conectadas a un ordenador que registra el desplazamiento y la carga leída. Si se representa la carga frente al desplazamiento se obtiene una curva esfuerzo – deformación.

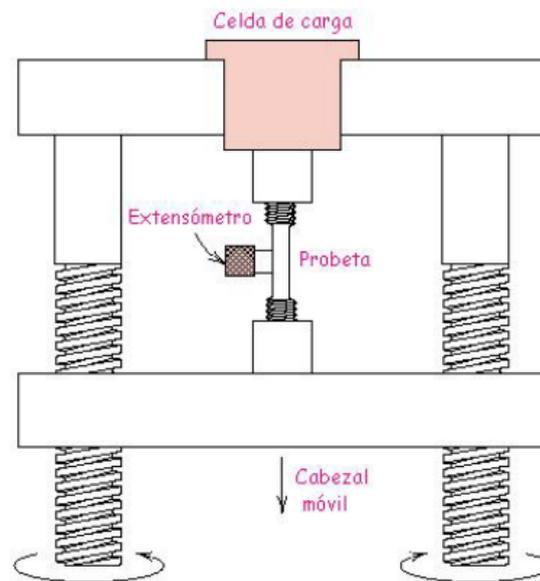


Figura 2.9 Esquema de la máquina de Tracción. [27]

Según el acero que se este ensayando, la norma definirá las características que tendrá la probeta. La probeta puede tener cualquier longitud. Sin embargo, la longitud inicial o L_0 será determinada por la norma. Esta longitud se marca sobre la probeta. Por ejemplo, para aceros de construcción la norma pide que la longitud inicial sea:

$$L_0 \sim 5.65 * \sqrt{S_0} = 5d_0 \quad (2.4)$$

Mientras que para aceros para hormigón armado se usa la longitud especificada por la expresión 2.5.

$$L_0 \sim 11.3 * \sqrt{S_0} = 10d_0 \quad (2.5)$$

2.5. ENSAYOS DE IMPACTO

El francés Augustin Georges Albert Charpy (1865-1945) creó el ensayo de impacto Charpy, a través del cual es posible conocer el comportamiento de un material ante un impacto. Jaramillo y Ruiz [28] consideran que uno de los tipos de carga dinámica que mayor daño puede causar es la carga de impacto, por presentarse de forma

súbita causando esfuerzos grandes debido a las transformación, absorción y disipación de la energía involucrada en el evento.

Ortega [29] describe la máquina del ensayo de Charpy (ver figura 2.9) como una maquina con sencillez mecánica, la cual consiste en golpear mediante una masa una probeta que se sitúa en el soporte inferior, la energía absorbida por la probeta puede producir su fractura

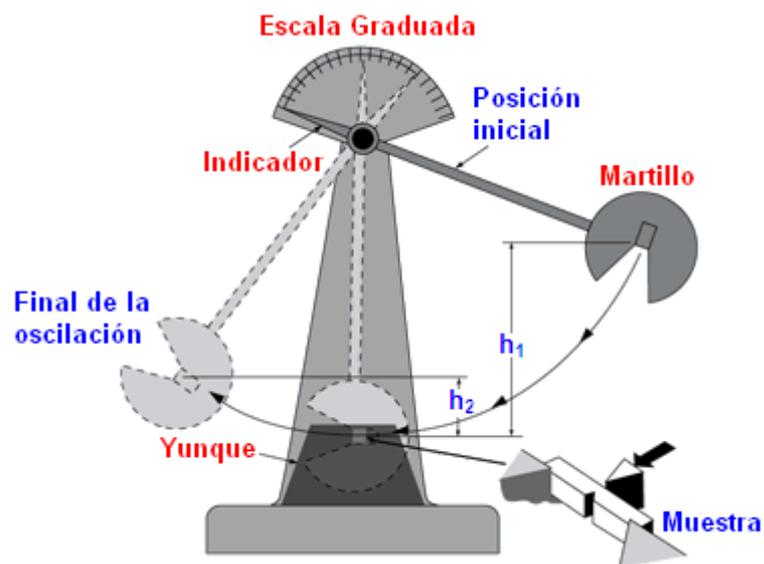


Figura 2.10 Esquema de la máquina del ensayo de Impacto Charpy.

De acuerdo al modo de fractura del material se puede clasificar en dúctil o frágil, dependiendo de la capacidad que tienen de absorber la energía durante el proceso. Un material dúctil es aquel que absorbe mayor cantidad de energía que la que es requerida para su fractura, así también, se asocia los altos niveles de deformación plástica en el material.

Las pruebas de impacto Charpy están reguladas por normas internacionales que establecen el diseño de la probeta y la presentación de resultados, mientras que la ISO (*International Organization for Standardization*) [30] plantea realizar los ensayos con probetas entalladas y expresar los resultados en (kJ/m^2), para lograr ello, se

divide la energía absorbida entre la sección transversal de la zona de entalla ($h \times b_N$) (ver figura 2.10). Por otro lado, la norma ASTM (*American Society for Testing Materials*) [8] reporta los resultados en (J/m), donde se divide la energía absorbida entre la anchura remanente en la base de la entalla (b_N).

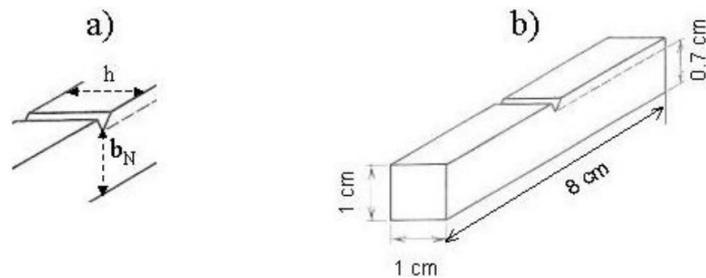


Figura 2.11 Probetas usadas en el ensayo Charpy a) detalle de la entalla b) dimensiones de las probetas empleadas en este trabajo. El radio de la entalla se define como la anchura del radio de curvatura de la entalla [29].

2.6. ENSAYOS METALOGRAFICOS

La metalografía es una disciplina que se encarga de examinar y determinar los componentes de una muestra de metal. Se pueden realizar análisis metalográficos macroscópicos y microscópicos, según el tamaño se puede determinar el análisis más óptimo. Ver figura 2.11.

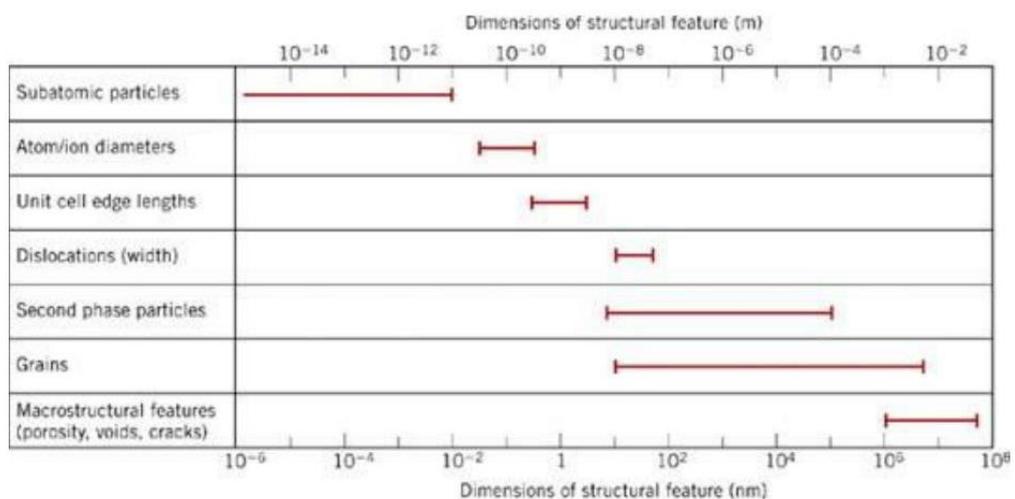


Figura 2.12 Análisis de acuerdo con el rango de tamaño para estructuras típicas [31].

De acuerdo con el Protocolo de Metalografía [31] el análisis macroscópico es aquel que se puede realizar a simple vista, factores en el orden de 1 mm en adelante. Se puede observar: Líneas de flujo en materiales forjados, capas en herramientas endurecidas por medio de tratamiento térmico, zonas resultado del proceso de soldadura, granos en algunos materiales con tamaño de grano visible, marcas de maquinado, grietas y ralladuras, y la orientación de la fractura en fallas.

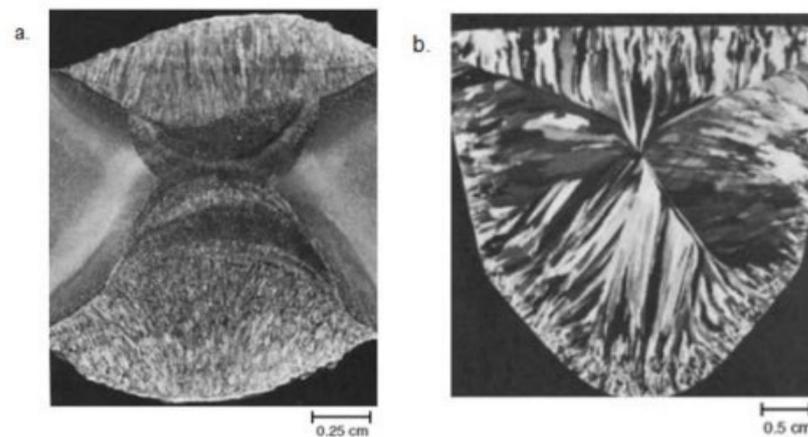


Figura 2.13 a) Sección a través de un arco de soldadura a tope. (b) Macroestructura, muestra de un lingote de aluminio aleado [31].

El análisis microscópico no se puede realizar a simple vista y se apoya usando un microscopio, el cual es definido por Olmo [32] como un dispositivo basado en la reflexión de un haz de luz horizontal que proviene de la fuente, que se produce por medio de un reflector de vidrio plano, hacia abajo, a través del objetivo del microscopio sobre la superficie de la muestra, parte de la luz reflejada se ampliará al pasar por un sistema de lentes, llegará al objetivo y continuará hacia arriba a través del reflector de vidrio plano, para después volver a amplificarse en el sistema de lentes superior. Ver figura 2.13.



Figura 2.14 Microscopio metalográfico [32].

En el ensayo metalográfico microscópico se estudiará las microestructuras del material, conociendo ello se puede determinar las propiedades del material. Es así, que la microestructura del material, a través de la identificación de granos y sus límites, puede mostrar los tratamientos que ha sido sometido el material, así como la formación de carburantes en las distintas fases del metal.

En la figura 2.14 se observa la variación de la microestructura en recocido y normalizado causada por la variación del diagrama metaestable por el rápido enfriamiento.

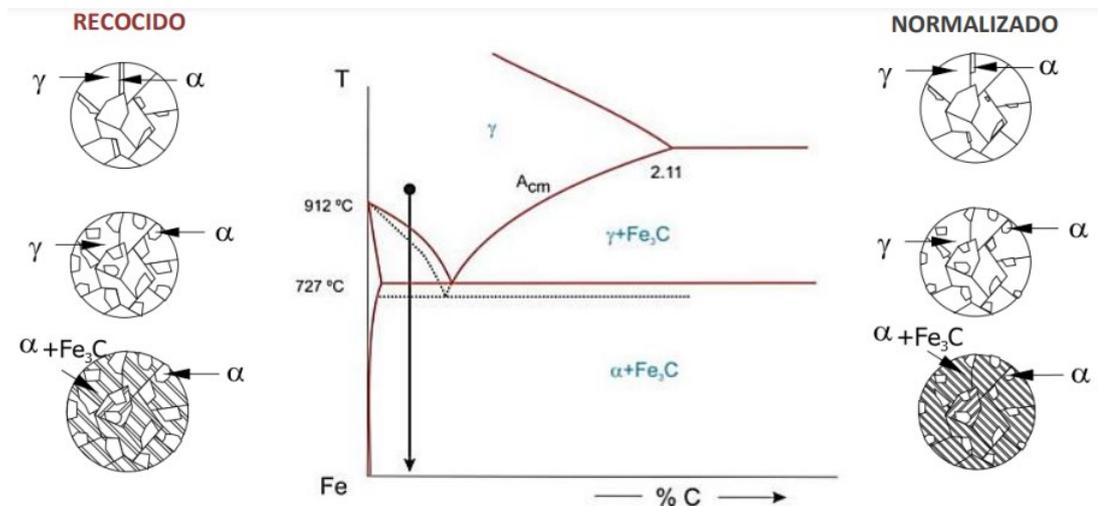


Figura 2.15 Diferencia de las microestructuras de recocido y normalizado [32].

Se prepara la muestra siguiendo los pasos establecidos en la norma ASTM [10], primero se selecciona una sección a analizar, que mayormente es de la misma probeta usada para ensayos de dureza, luego se monta la muestra en una base que puede ser por abrazaderas metálicas o de plástico. Por último, se prepara la superficie con un maquinado, un rectificado y un pulimiento, para finalmente aplicarle un ataque químico que está establecido de acuerdo al tipo de material.

2.7. DIGITAL IMAGE CORRELATION (DIC)

La correlación de imágenes digitales consiste en la medición de los campos de desplazamiento y/o velocidad mediante el registro de una serie de imágenes digitales. Para ello es necesario obtener fotos a una alta velocidad durante el experimento usando cámaras de buena calidad y alta resolución.

Hild et. al. [33] indica que las imágenes de alta velocidad abren un campo mas amplia para la aplicación de las DIC, con el desarrollo de esta tecnología se puede analizar el comportamiento mecánico dinámico y de impacto de un material. Hace unos años, solo se podía contar con imágenes pequeñas y un alto nivel de ruido, esto conllevó al desarrollo de la regularización del espacio-temporal, que hoy en día, es

de gran utilidad para optimizar los resultados del procesamiento DIC. En la figura 2.15 se observa una configuración experimental de los elementos que participan en un procesamiento DIC.



Figura 2.16 Configuración experimental para DIC [34].

Hild et. al. [33] concluye que con el gran avance de las cámaras digitales de alta velocidad, con resolución mejorada y a precios cada vez mas accesibles, la tecnología DIC se convierte en un indispensable en laboratorios de mecánica de sólidos, con lo que se puede observar con más detalle los fenómenos que antes no se podían determinar, y esto gracias a la medición de campos cinemáticos. En la figura 2.16 se observa una comparación de los resultados del DIC y del FEM, donde se puede apreciar la similitud de resultados y su precisión con el fenómeno real.

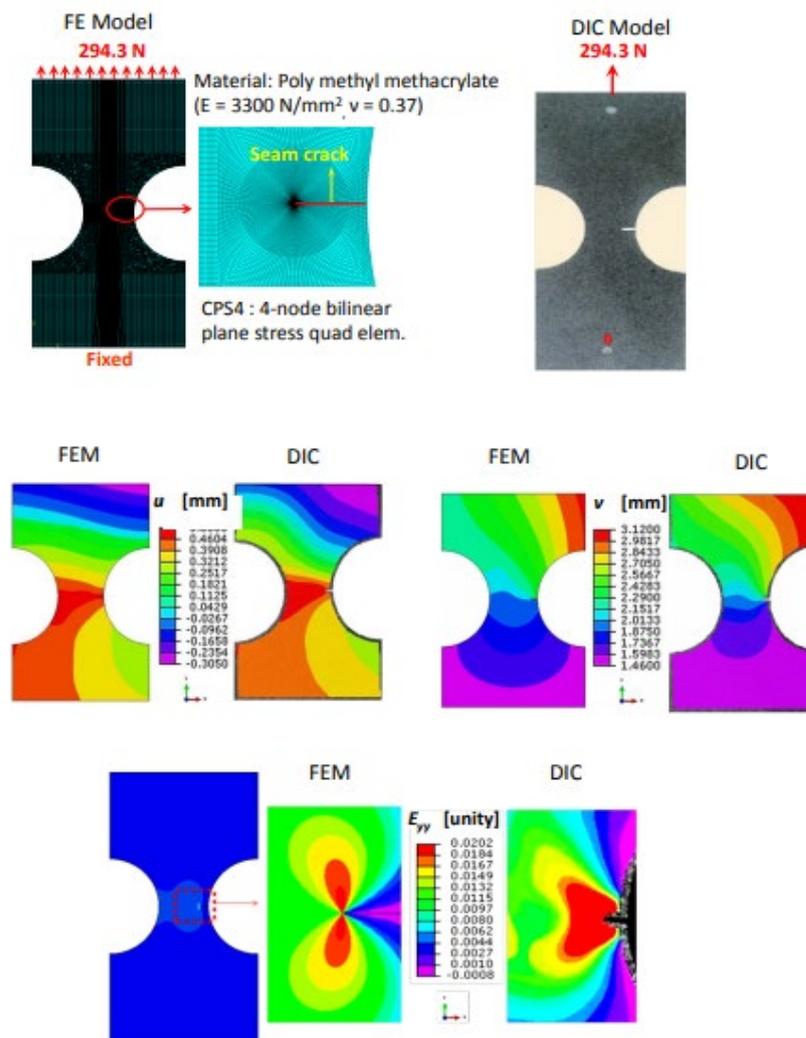


Figura 2.17 Comparación de resultados de FEM vs DIC [34].

CAPÍTULO III:

CARACTERIZACIÓN MEDIANTE ENSAYOS MECÁNICOS

Este capítulo desarrollo una serie de ensayos experimentales, los cuales son clasificados como micromecánicos y macromecánicos, los cuales ayudaran para caracterizar el acero D3 mejorado mediante tratamientos térmicos. Estos tratamientos térmicos constan de un proceso de templado y dos de revenido. En el caso del proceso de templado, se eleva la temperatura no de forma convencional sino de forma escalonada. Para el proceso de revenido, son realizados dos revenidos uno seguido de otro. Este tipo de tratamiento térmico corresponde al aporte documentado en esta tesis, y ayuda a elevar con suceso la resistencia mecánica del acero D3.

Además, una incorporación interesante de este desarrollo experimental es la utilización de técnicas de correlación de imágenes digitales, DIC. Esta técnica ayudará a posteriormente en el siguiente capítulo calcular los campos de desplazamientos y deformaciones.

3.1. PLANTAMIENTO DE LA HIPÓTESIS EXPERIMENTAL

El enfoque experimental es realizado bajo el supuesto que el presente tratamiento térmico mejorará la resistencia del acero D3, utilizado para fabricar herramientas de corte y estampado de alto rendimiento. A continuación, se detallan las variables experimentales que fundamentan el tipo de diseño experimental que se realiza en este capítulo.

Variable independiente. – Proceso de templado y de revenido.

Variables dependientes. – Mejora de la resistencia mecánica del acero D3.

Además, esta tesis propone una secuencia de sucesos que serán desarrollados en la parte experimental, lo que ayudara a una adecuada caracterización del acero D3. La Figura 3.1, muestra el diagrama de flujo o sucesos, el cual presenta la selección de parámetros térmicos, la caracterización micro y macro mecánica o estructural. También, este diagrama presenta algunas características que según la literatura son observados.

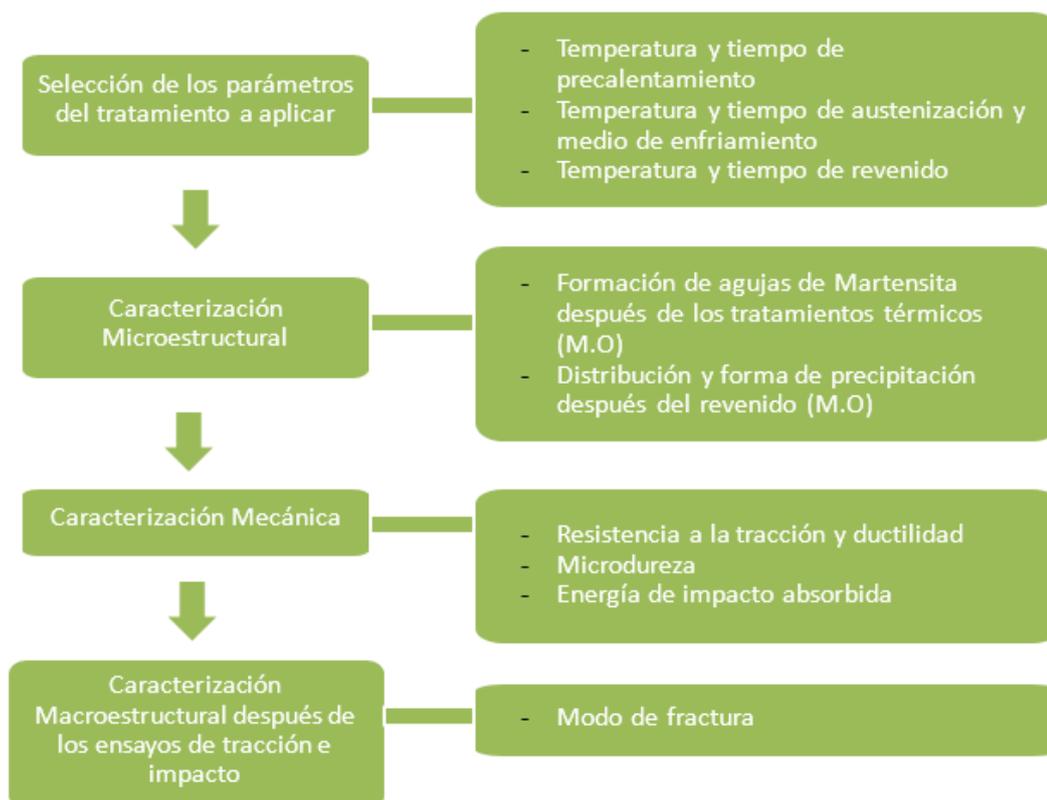


Figura 3.1 Diagrama de flujo del proceso de caracterización del material.

A partir del diagrama de flujo mencionado en la Figura 3.1, se proponen los siguientes procesos de tratamientos térmicos, los cuales son mostrados en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1 Descripción del tipo de tratamiento térmico.

Tratamiento térmico
Templado a 960°C con revenido simple y doble revenido a 200°C
Templado a 960°C con revenido simple y doble revenido a 300°C
Templado a 960°C con revenido simple y doble revenido a 400°C
Templado a 990°C con revenido simple y doble revenido a 200°C
Templado a 990°C con revenido simple y doble revenido a 300°C
Templado a 990°C con revenido simple y doble revenido a 400°C
Templado a 1020°C con revenido simple y doble revenido a 200°C
Templado a 1020°C con revenido simple y doble revenido a 300°C
Templado a 1020°C con revenido simple y doble revenido a 400°C

Las Figuras 3.2 hasta 3.10, presentan gráficamente los procesos de tratamiento térmico mencionados, los cuales son caracterizados por una subida escalonada hasta la temperatura de templado. También, estas figuras presentan el proceso simple y doble adoptado por la presente propuesta para aplicar el revenido para el material del acero D3. Adicionalmente, son presentados los tiempos de descanso y de calentamiento en el horno industrial, especificando para el templado de 2 horas y para los revenidos de 1 hora tanto para el simple como el doble, y 30 minutos para el proceso de escalonado, para obtener una microestructura que presente pocas tensiones internas al finalizar el temple.

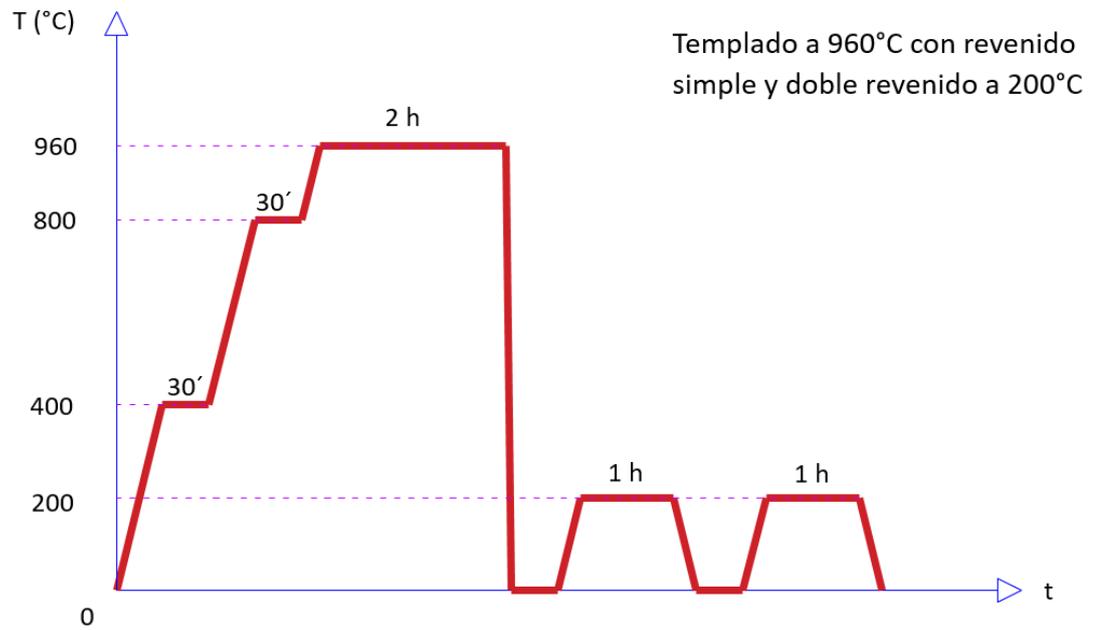


Figura 3.2 Templado a 960°C con revenido simple y doble revenido a 200°C.

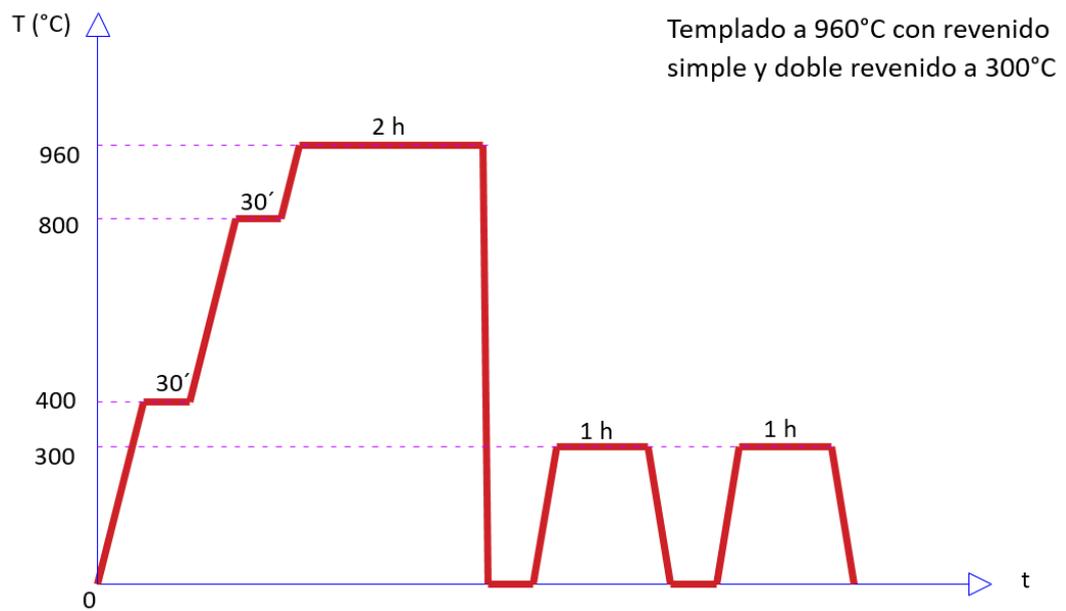


Figura 3.3 Templado a 960°C con revenido simple y doble revenido a 300°C.

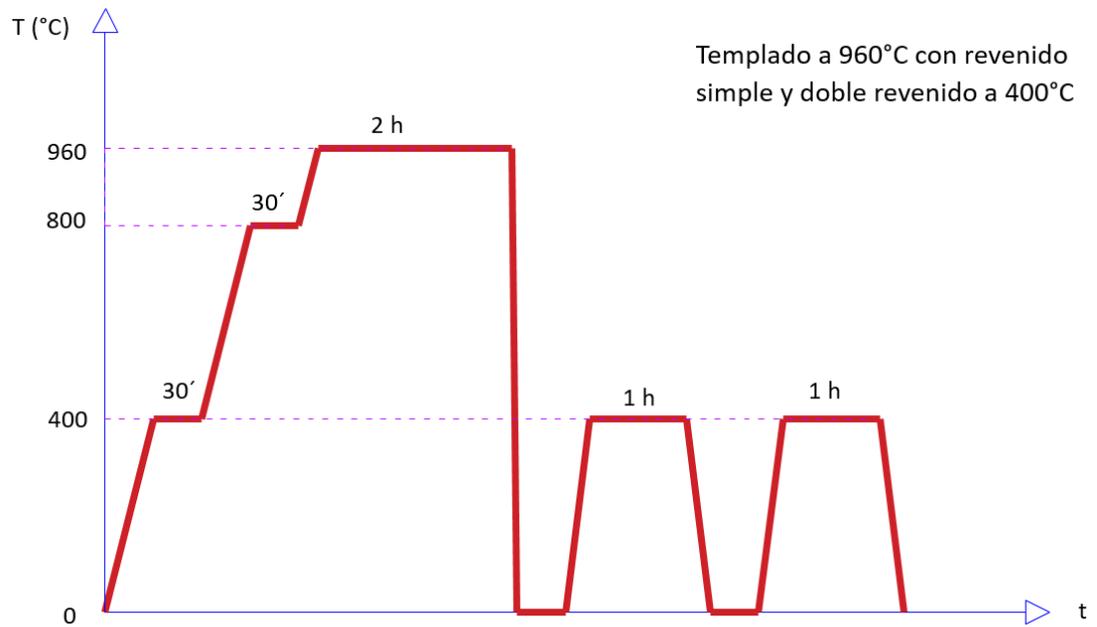


Figura 3.4 Templado a 960°C con revenido simple y doble revenido a 400°C.

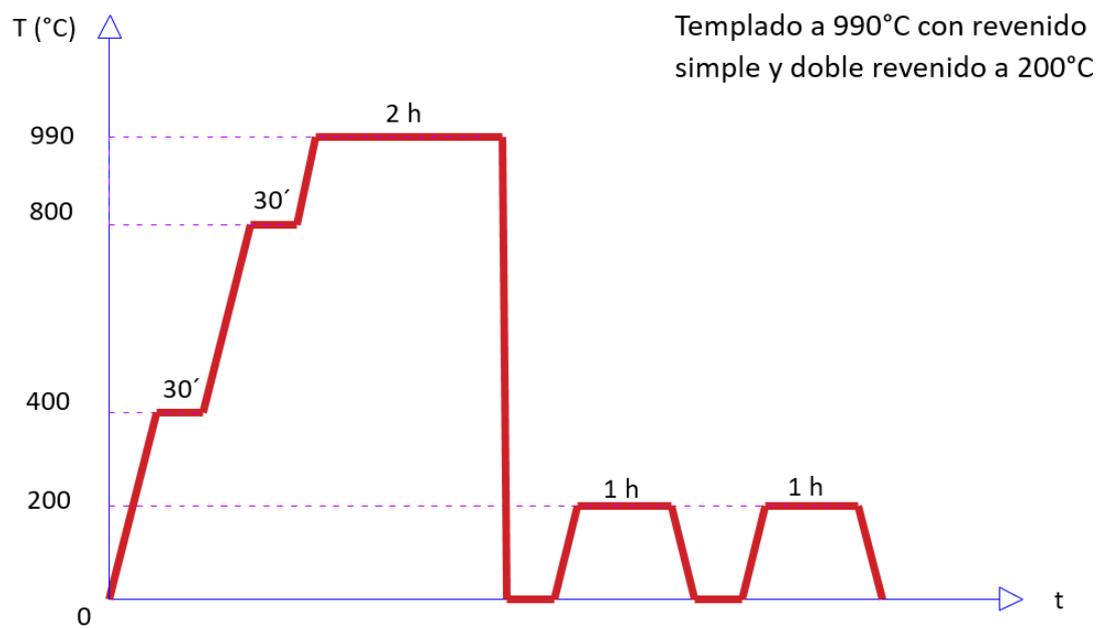


Figura 3.5 Templado a 990°C con revenido simple y doble revenido a 200°C.

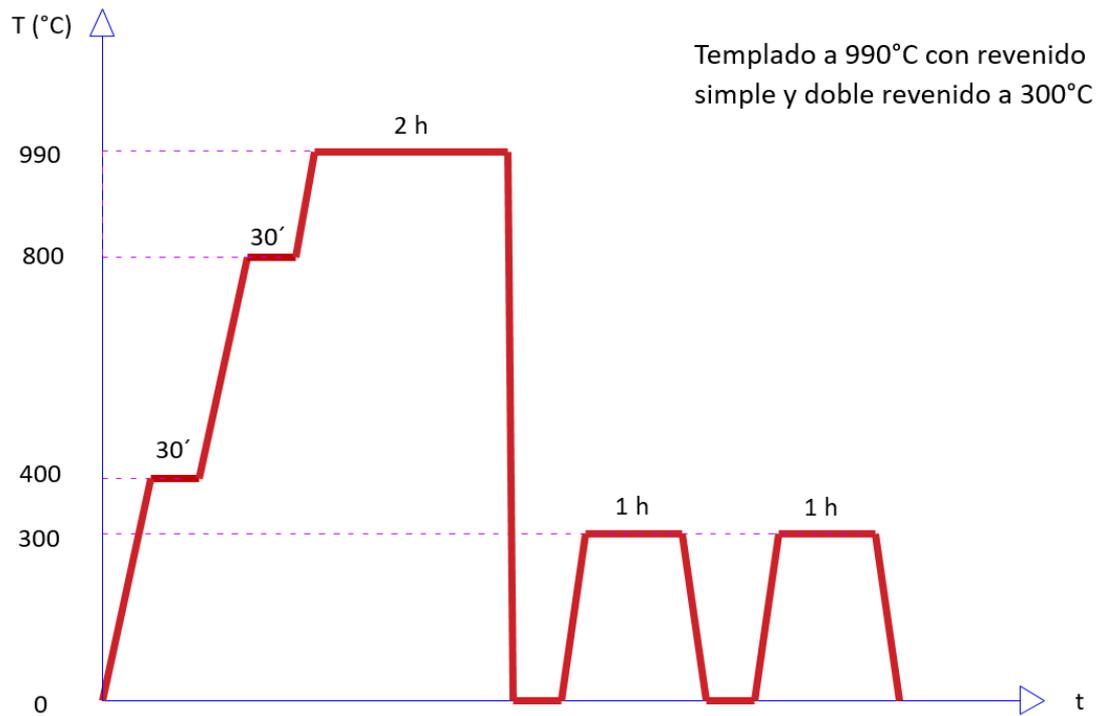


Figura 3.6 Templado a 990°C con revenido simple y doble revenido a 300°C.

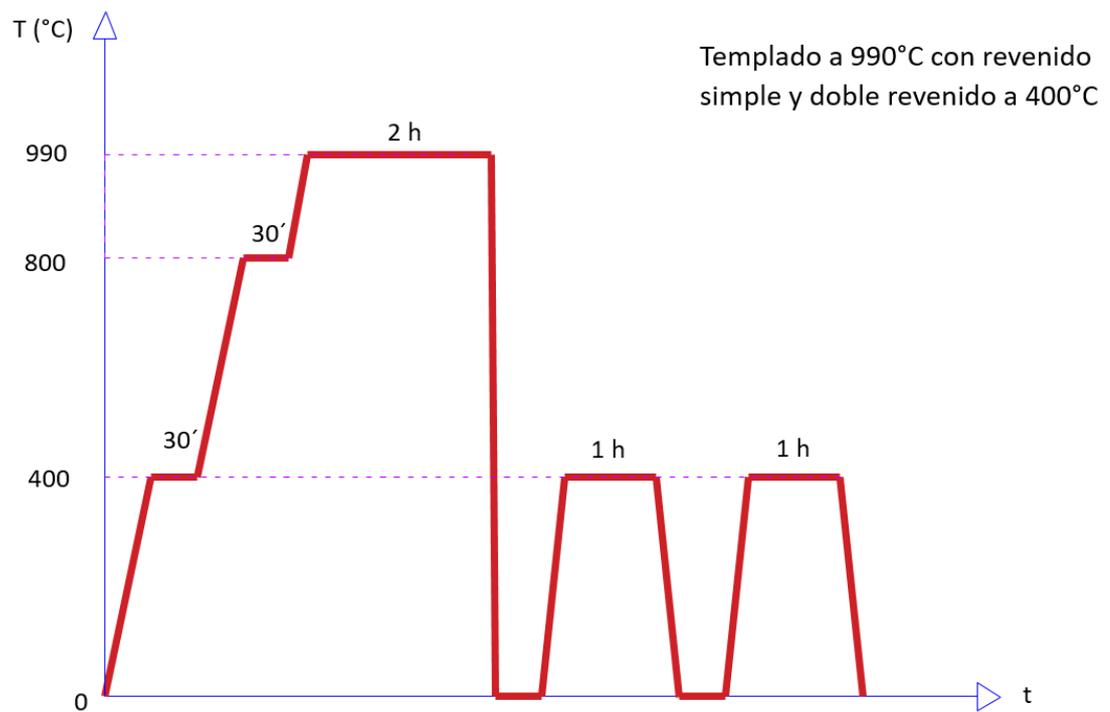


Figura 3.7 Templado a 990°C con revenido simple y doble revenido a 400°C.

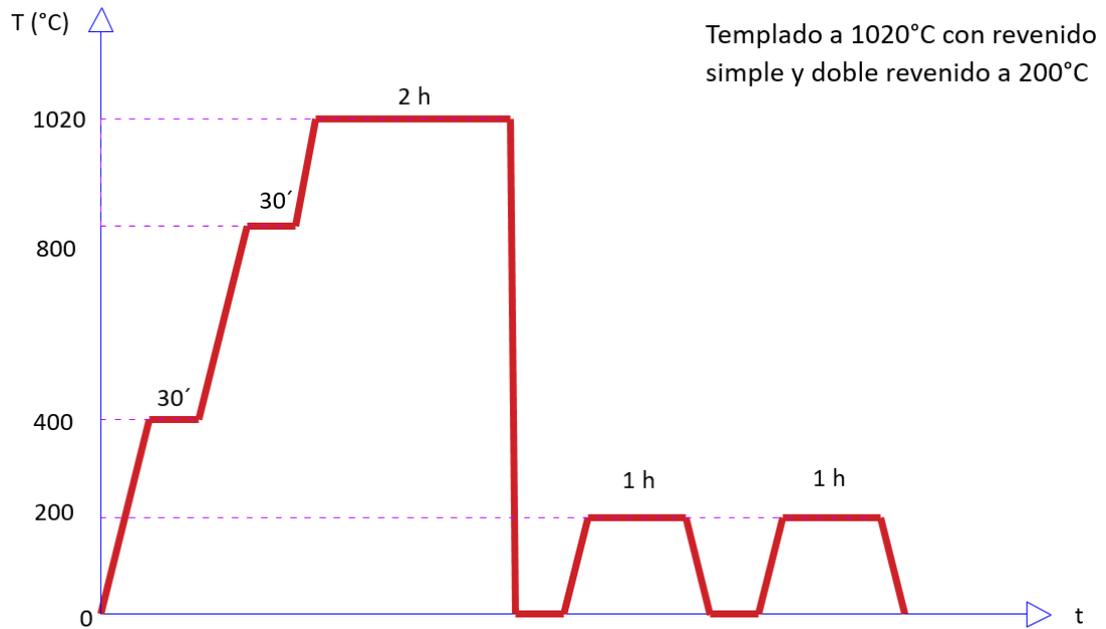


Figura 3.8 Templado a 1020°C con revenido simple y doble revenido a 200°C.

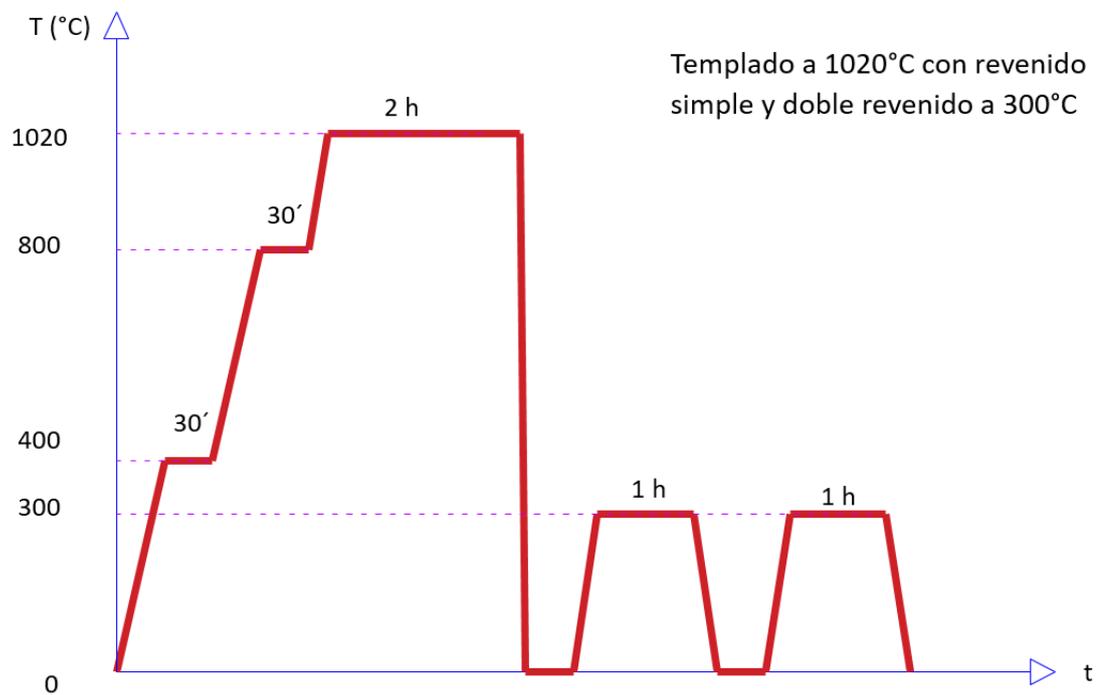


Figura 3.9 Templado a 1020°C con revenido simple y doble revenido a 300°C.

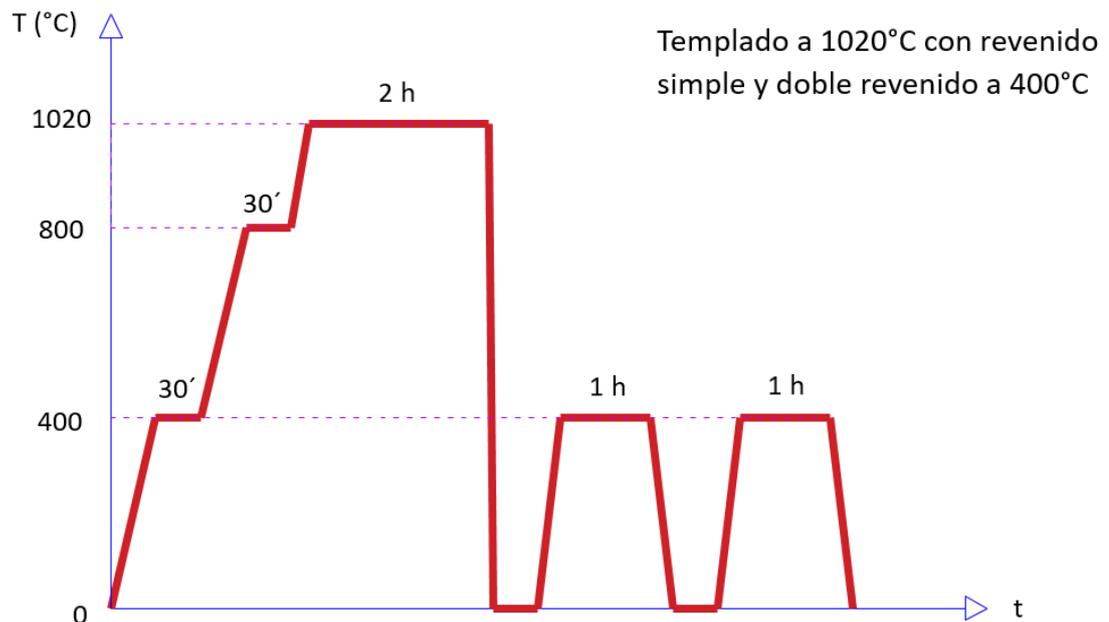


Figura 3.10 Templado a 1020°C con revenido simple y doble revenido a 400°C

3.2. DISPOSICIÓN EXPERIMENTAL

La disposición del presente experimento considera la utilización de un conjunto de equipos, desde cámaras para utilizarlos en el proceso de DIC, y de máquinas de tracción, de impacto y hornos para el proceso de caracterización micro y macro mecánica. Además, aunque no se especifica expresamente en este capítulo, son desarrollados los ataques químicos al acero D3, para obtener imágenes metalográficas para las diferentes etapas del proceso de tratamiento térmico, mencionado en la Tabla 3.1.

3.2.1. DIGITAL IMAGE CORRELATION-DIC

En el caso de los equipos necesarios para aplicar la técnica de DIC, ver Figura 3.11, son utilizados los siguientes equipos:

- Trípodes de soporte para la cámara de adquisición de imágenes.
- Lentes de aumento de medio y largo alcance, cuya característica es una lente nikon af-p nikon 70-300 mm y una lente nikon DX VR 18-55 mm.

- Cámara para adquisición de imágenes, cuya característica es una cámara nikon D3400.
- Pinturas en spray de color negro y blanco opacos, para evitar la reflexión de la luz cuando la pintura es aplicada en el CP.



Figura 3.11 Cámaras y lentes para utilizar la técnica DIC.

3.2.2. EQUIPOS

Los equipos utilizados para caracterizar el acero D3 de forma micro y macro mecánicamente son los siguientes:

- Máquina de ensayos uniaxial de 600 KN en la tracción, Figura 3.12.
- Horno industrial para los tratamientos de templado y revenido de hasta 1100 °C capacidad, y con dimensiones de 15x15x20 cm, Figura 3.13.
- Máquina para ensayos de impacto de hasta 150 J, Figura 3.14.



Figura 3.12 Máquina de ensayos mecánicos uniaxiales-FIM-UNI.



Figura 3.13 Horno por resistencia eléctrica para tratamientos térmicos-FIM-UNI.



Figura 3.14 Máquina para ensayos de impacto-FIM-UNI.

3.3. CARACTERIZACIÓN MICROMECAÁNICA Y MACROMECAÁNICA

Considerando los ensayos mencionados en el diagrama de flujo de la Figura 3.1. y los procesos de tratamientos térmicos, son descritos a continuación los resultados de los ensayos obtenidos para caracterizar el acero D3.

3.3.1. PROPIEDADES DEL ACERO D3

El acero D3 presenta componentes de cromo, manganeso y silicio, entre otros, los cuales son descritos en la Tabla 3.2. Esta composición química es común en estos tipos de aceros para herramientas y estampados.

Tabla 3.2 Etapas del desarrollo experimental.

Composición química del acero D3						
	C	Si	Mn	P	S	Cr
AISI D3 (DIN X210-Cr12)	2.02	0.28	0.38	0.022	0.004	11.52

3.3.2. ANÁLISIS METALOGRÁFICO

Para el estudio metalográfico se utilizó un microscopio, el cual pertenece al Instituto de Ciencias de los Materiales. Las Figuras 3.15 hasta 3.25, presentan imágenes de probetas que han sido atacadas con nital al 2% y para su presentación se han realizado a mil aumentos, 1000X.

La Figura 3.15a, muestra la microestructura del acero D3 en la condición de suministro o “material virgen”, se observan carburos de cromo gruesos, finos y muy finos en aproximadamente entre 25- 30% en una matriz de perlita fina, característicos de estos materiales. Para la Figura 3.15b, la microestructura presentada es tomada después del temple, observándose regiones blancas de gran y pequeño tamaño, los cuales corresponden a los carburos que no han sido disueltos durante la austenización, la matriz del material corresponde a la martensita. Un caso similar de lo comentado anteriormente se observa en la Figura 3.16a y la Figura 3.16b.

En las microestructuras después del temple se puede observar que los carburos primarios no se disuelven en la austenita, los carburos secundarios pasan parcialmente a la solución, en tanto a mayor grado, cuanto mas elevado sea el calentamiento.

Con el aumento de la temperatura de temple aumenta el contenido de austenita residual; lo que indica que influye en el descenso del punto martensítico.

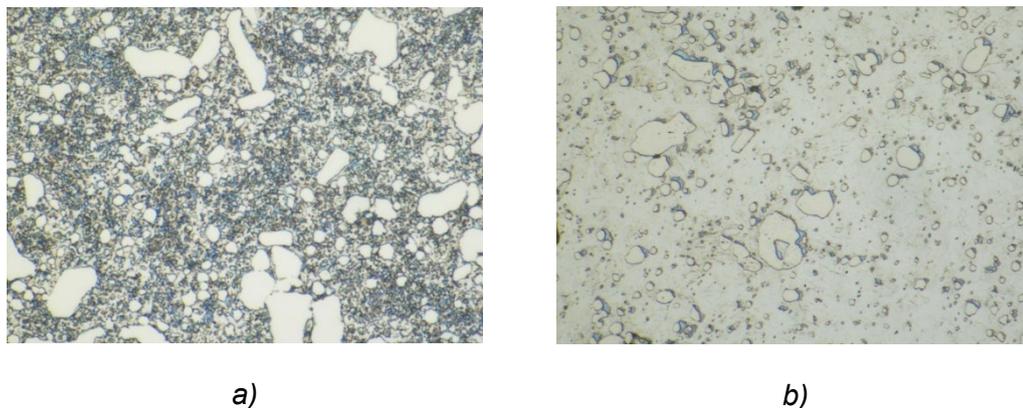


Figura 3.15 a) Microestructura "material virgen". b) Microestructura templada desde 960 °C.

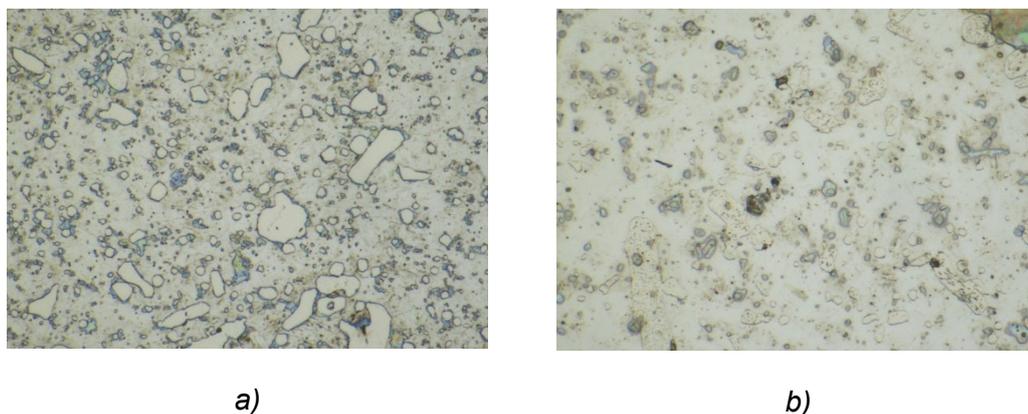


Figura 3.16 a) Microestructura templada desde 990 °C. b) Microestructura templada desde 1020 °C.

La Figura 3.17a, es un CP, templado desde 960 °C con revenido simple de 200 °C, en el cual se pueden observar los carburos que no han sido disueltos durante la austenización, la matriz corresponde a la martensita revenida y en ella aparecen carburos finos precipitados en el revenido. En el caso de la Figura 3.17b, similar a la figura mencionada, solo es diferenciada debido al incremento de los carburos finos. Esta figura corresponde a un revenido doble a 200 °C. Además, en las Figuras 3.18a y 3.18b, persiste la presencia de carburos que no han sido disueltos durante la austenización, manteniéndose la presencia de carburos finos.

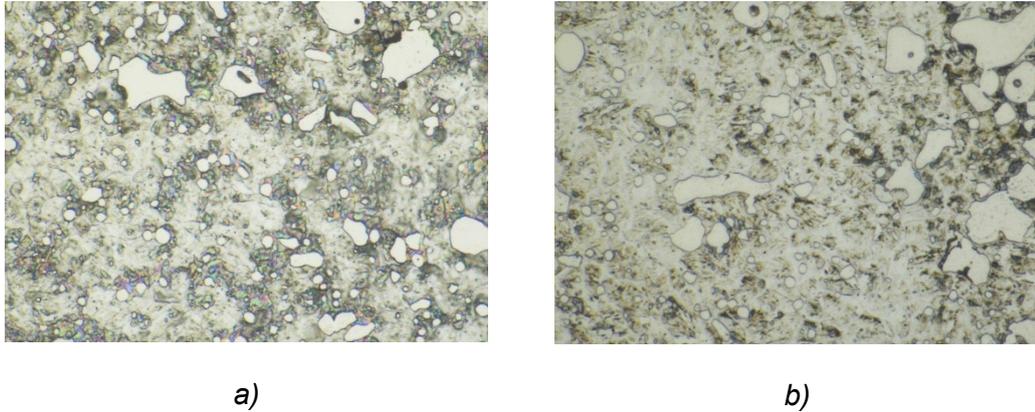


Figura 3.17 Probetas Templadas desde 960 °C. a) Revenido simple 200°C. b) Revenido doble 200°C.

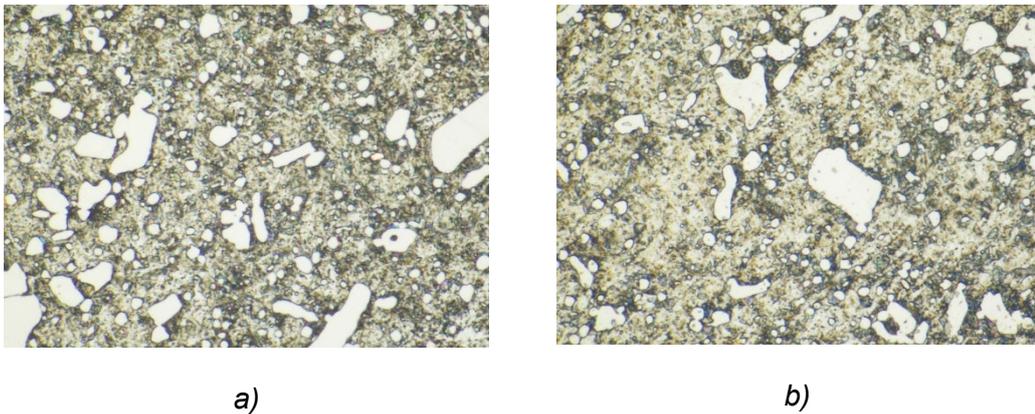


Figura 3.18 Probetas Templadas desde 960 °C. a) Revenido simple 300°C. b) Revenido doble 300°C.

En el caso de la Figura 3.19a y 3.19b, los carburos no han sido disueltos, y el afinamiento de estos es mayor, la matriz corresponde a la martensita revenida y en ella aparecen carburos finos precipitados en el revenido. Para la Figura 3.20a y 3.20b, las características metalográficas de la Figura 3.19 siguen manteniéndose, solo con un mayor afinamiento de los carburos durante el revenido, pero la matriz continúa siendo de martensita revenida.

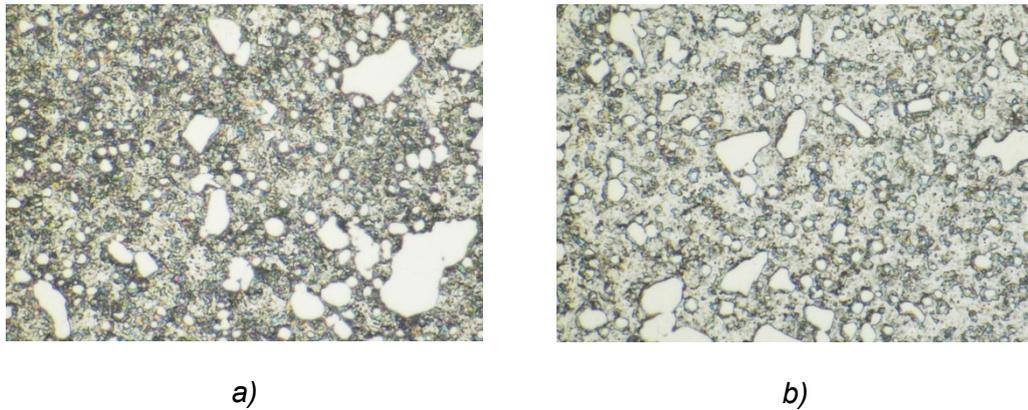


Figura 3.19 Probetas Templadas desde 960 °C. a) Revenido simple 400°C. b) Revenido doble 400°C.

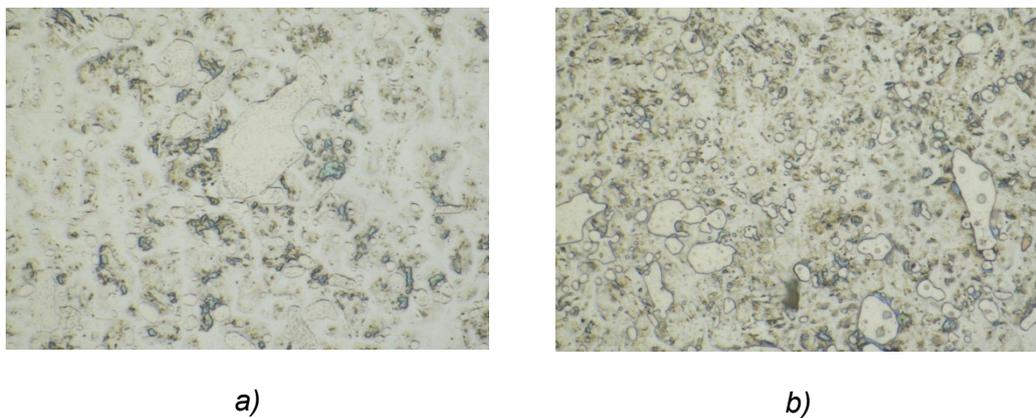


Figura 3.20 Probetas Templadas desde 990 °C. a) Revenido simple 200°C. b) Revenido doble 200°C.

La Figura 3.21, 3.22 y 3.23, los carburos no han sido disueltos, y el afinamiento de estos es mayor, la matriz corresponde a la martensita revenida y en ella aparecen carburos finos precipitados en el revenido.

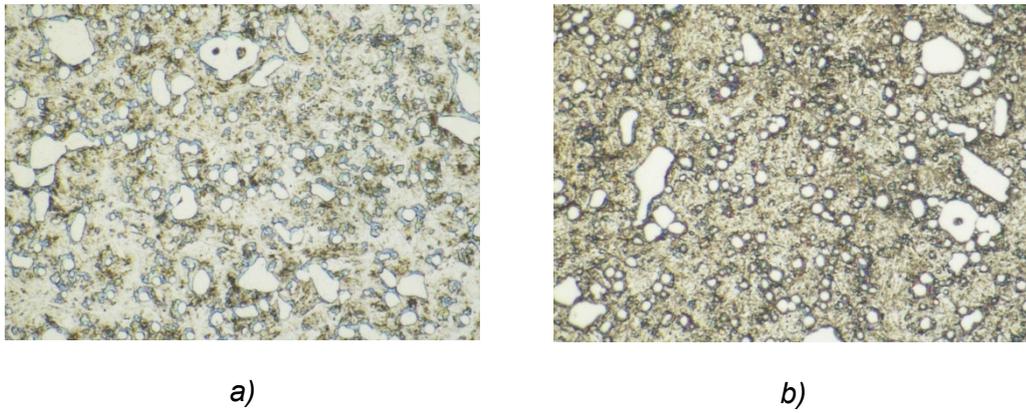


Figura 3.21 Probetas Templadas desde 990 °C. a) Revenido simple 300°C. b) Revenido doble 300°C.

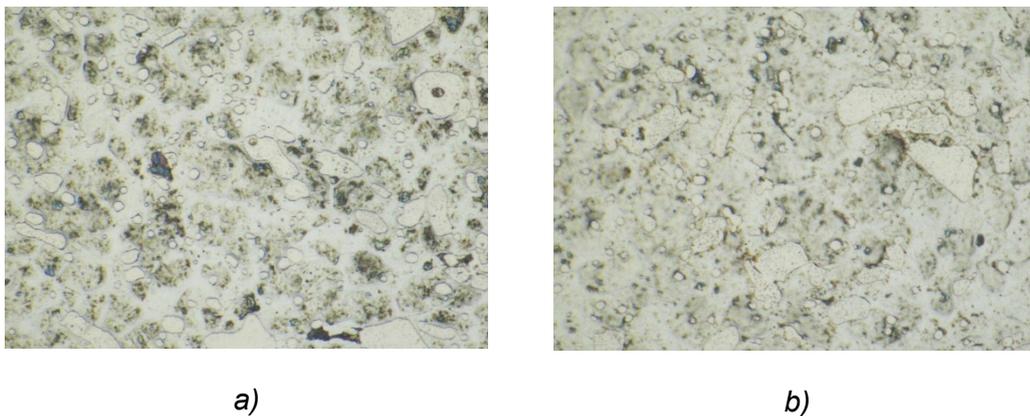


Figura 3.22 Probetas Templadas desde 990 °C. a) Revenido simple 400°C. b) Revenido doble 400°C.

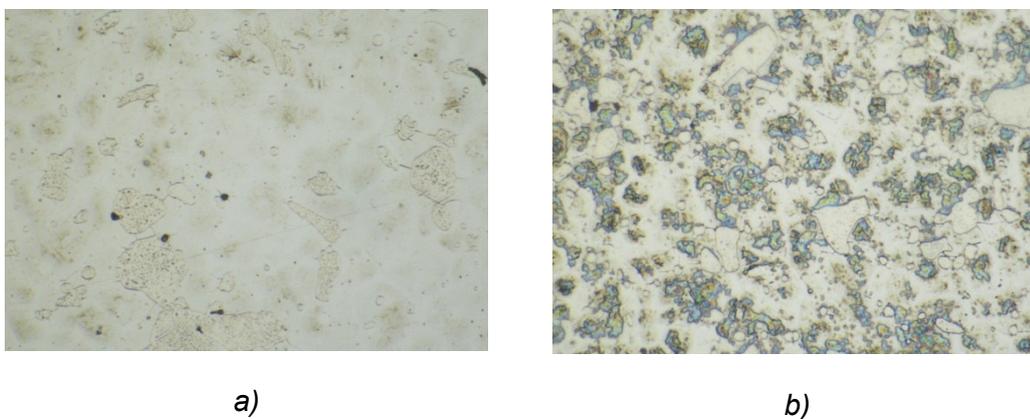


Figura 3.23 Probetas Templadas desde 1020 °C. a) Revenido simple 200°C. b) Revenido doble 200°C.

La Figura 3.24a y 3.24b, presentan carburos no han sido disueltos, y el afinamiento de estos es mayor, la matriz corresponde a la martensita revenida y durante el revenido en ella precipitan carburos finos. Se afinan los carburos presentes en el temple.

En el caso de la Figura 3.25a, se pueden observar los carburos que no han sido disueltos durante la austenización, la matriz corresponde a la martensita revenida y durante el revenido en ella precipitan carburos finos. Los carburos presentes en la estructura templada son más finos que el revenido simple. Para la Figura 3.25b, las características presentadas en la metalografía son similares, con excepción de que los carburos alcanzan el grado máximo de afinamiento, para el revenido doble.

La microestructura de las muestras de un solo revenido está compuesta de martensita acicular fina y carburos y austenita retenida.

La microestructura de las muestras de doble revenido está compuesta de martensita acicular fina y carburos y se ha producido una mayor transformación de la austenita residual. Si esperamos que la cantidad de austenita residual disminuya sería recomendable un tercer revenido.

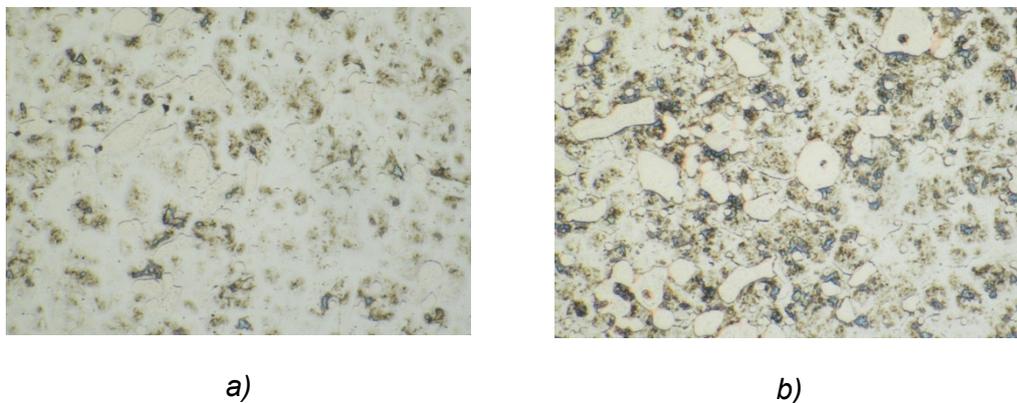


Figura 3.24 Probetas Templadas desde 1020 °C. a) Revenido simple 300°C. b) Revenido doble 300°C.

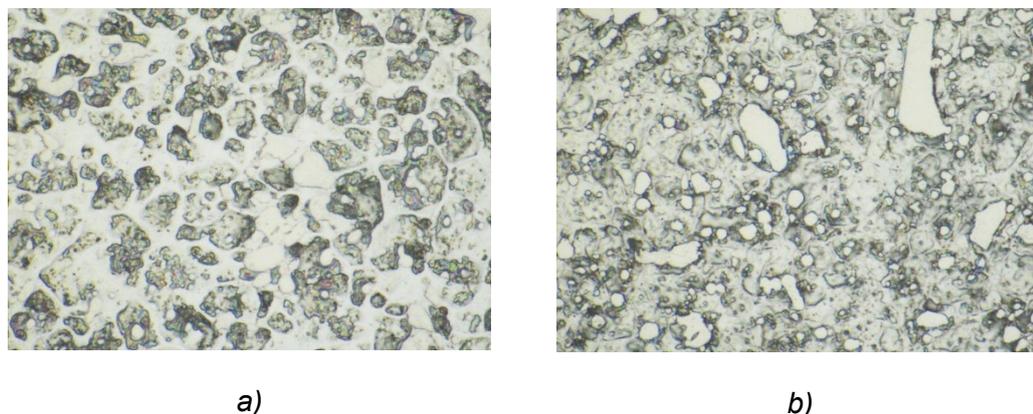


Figura 3.25 Probetas Templadas desde 1020 °C. a) Revenido simple 400°C. b) Revenido doble 400°C.

3.3.3. TRACCIÓN UNIAXIAL

La Tabla 3.3, presenta un resumen de los experimentos realizados para la tracción uniaxial. Observándose, los procesos de tratamiento térmico realizados con su respectiva designación para realizar un seguimiento de los CPs. Todos los ensayos son llevados hasta la fractura del material.

Tabla 3.3 Etapas del desarrollo experimental.

Ensayos	Descripción
T1	Temple con temperatura de austenización de 960°C
T2	Temple con temperatura de austenización de 990°C
T3	Temple con temperatura de austenización de 1020°C
T1 200 S	Temple a 960°C con revenido simple de 1 hora a 200°C
T1 200 D	Temple a 960°C con revenido doble de 1 hora cada uno a 200°C
T1 300 S	Temple a 960°C con revenido simple de 1 hora a 300°C
T1 300 D	Temple a 960°C con revenido doble de 1 hora cada uno a 300°C
T1 400 S	Temple a 960°C con revenido simple de 1 hora a 400°C
T1 400 D	Temple a 960°C con revenido doble de 1 hora cada uno a 400°C
T2 200 S	Temple a 990°C con revenido simple de 1 hora a 200°C

T2 200 D Temple a 990°C con revenido doble de 1 hora cada uno a 200°C

T2 300 S Temple a 990°C con revenido simple de 1 hora a 300°C

T2 300 D Temple a 990°C con revenido doble de 1 hora cada uno a 300°C

T2 400 S Temple a 990°C con revenido simple de 1 hora a 400°C

T2 400 D Temple a 990°C con revenido doble de 1 hora cada uno a 400°C

T3 200 S Temple a 1020°C con revenido simple de 1 hora a 200°C

T3 200 D Temple a 1020°C con revenido doble de 1 hora cada uno a 200°C

T3 300 S Temple a 1020°C con revenido simple de 1 hora a 300°C

T3 300 D Temple a 1020°C con revenido doble de 1 hora cada uno a 300°C

T3 400 S Temple a 1020°C con revenido simple de 1 hora a 400°C

T3 400 D Temple a 1020°C con revenido doble de 1 hora cada uno a 400°C

Como resultado del análisis del ensayo mecánico de la muestra sin tratamiento se obtiene las características mecánicas del material en estudio en estado de suministro, las cuales son mostradas en la Tabla 3.4

Tabla 3.4 Características mecánicas del material en estudio en estado de suministro (recocido)

Esfuerzo de fluencia (MPa) σ_f	Resistencia a la tracción (MPa) $\sigma_{m\acute{a}x}$	Deformación a la rotura (ϵ) %	Dureza Vickers (HV)	Estricción a la rotura (Ψ) %	Resiliencia (J/cm ²) 20°C
574	955	7.2	217	10.5	20.36

Las muestras son templadas a 960°C, 990°C y 1020°C para realizar ensayos de tracción. Las Tablas 3.5, 3.7, 3.9 y 3.11 muestran las mediciones tomadas en el ensayo de tracción; así también, las Tablas 3.6, 3.8, 3.10, y 3.12 muestran las características mecánicas del elemento a las temperaturas de templado ya

mencionadas. La elaboración de las tablas mencionadas fue considerando el seguimiento correspondiente en la Tabla 3.3.

Tabla 3.5 Registro de mediciones realizadas durante el ensayo de tracción del material en estudio en estado de templado

Temperatura (°C)	D ₀ (mm)	L ₀ (mm)	A ₀ (mm ²)	D _f (mm)	L _f (mm)	A _f (mm ²)	F _{máx} (kN)	F _{fluencia} (kN)
960	5.96	30.00	27.90	5.92	30.38	27.52	22.44	19.80
990	5.97	30.00	28.00	5.93	30.34	27.62	22.15	18.85
1020	5.95	30.00	27.81	5.91	30.34	27.43	21.95	16.80

Tabla 3. 6 Características mecánicas del material en estudio templado en agua a 0°C

Características Mecánicas	Austenizado 960°C	Austenizado 990°C	Austenizado 1020°C
$\sigma_{máx.}$ (MPa)	804	791	789
σ_f (MPa)	710	673	605
Ψ (%)	1.34	1.36	1.37
ϵ (%)	1.30	1.20	1.20

El tratamiento térmico de temple por sí solo no es apropiado por que el, material resulta demasiado duro y frágil además de contener tensiones internas debido al enfriamiento brusco y al cambio de estructura. Del cuadro vemos que los valores de ductilidad son muy bajos lo cual corrobora la fragilidad. Los valores de resistencia

son inclusive menores al material en estado de suministro ya que ese esfuerzo debe de sumarse a los esfuerzos internos producto del proceso de temple en agua a 0°C

Después del tratamiento térmico de temple el ensayo de tracción dio una resistencia a la tensión y el límite de fluencia menores que el material de suministro eso se debe a que el enfriamiento brusco va a producir esfuerzos térmicos debido al enfriamiento desigual desde el exterior al interior de la muestra, a estos esfuerzos se le sumarán los esfuerzos producidos por el cambio de volumen durante la transformación de la austenita en martensita.

Estos esfuerzos internos estarán presentes en todas las direcciones y llegaran a coincidir en algunos casos con los esfuerzos normales axiales producidos durante la prueba de tracción, y superaran la resistencia del material más pronto en estos lugares de coincidencia originando la rotura del material. Se infiere que el material con tratamiento térmico de temple su utilidad es limitada siendo necesario siempre un tratamiento térmico complementario de revenido

Tabla 3.7 Registro de mediciones realizadas durante el ensayo de tracción del material revenido templado a 960°C

		D₀ (mm)	L₀ (mm)	A₀ (mm²)	D_f (mm)	L_f (mm)	A_f (mm²)	F_{máx} (kN)	F_{fluencia} (kN)
Revenido 200°C	Simple	5.98	30.00	28.09	5.91	30.52	27.43	62.56	46.72
	Doble	5.98	30.00	28.09	5,90	30.53	27.34	61.30	49.20
Revenido 300°C	Simple	6.00	30.00	28.27	5.93	30.55	27.62	54.81	41.18
	Doble	5.86	30.00	26.97	5.79	30.60	26.33	62.18	45.34
Revenido 400°C	Simple	5.97	30.00	28,00	5.91	30.59	27.43	53.78	37,40
	Doble	6.02	30.00	28.46	5.83	30.62	26.69	53.48	41.50

Tabla 3. 8 Características mecánicas del material revenido Austenizado a 960°C.

Características mecánicas del material revenido	Revenido 200°C		Revenido 300 °C		Revenido 400 °C	
	Revenido simple	Revenido doble	Revenido simple	Revenido doble	Revenido simple	Revenido doble
$\sigma_{\text{máx.}}$ (MPa)	2227	2182	1939	2199	1920	1873
σ_f (MPa)	1663	1752	1457	1681	1336	1455
Ψ (%)	2.35	2,67	2.30	2.37	2.04	2.70
ε (%)	1.73	1.77	1.83	2.0	2.07	2.07

El tratamiento térmico de temple a 960°C y con revenido doble a 300°C es el que presenta mayor resistencia a la tensión con un valor de 2199 MPa y el que presenta mejor ductilidad, aunque es baja es el revenido doble a 400°C.

Podemos inferir que si necesitamos resistencia a la temperatura de temple de 960°C sería suficiente hacer un revenido doble por una hora cada uno a 300°C.

Si necesitamos mejorar la ductilidad a esta temperatura se debería hacer un tercer a un cuarto revenido a la temperatura de 400°C

Tabla 3. 9 Registro de mediciones realizadas durante el ensayo de tracción del material revenido templado a 990°C

		D_0 (mm)	L_0 (mm)	A_0 (mm ²)	D_f (mm)	L_f (mm)	A_f (mm ²)	$F_{\text{máx}}$ (kN)	F_{fluencia} (kN)
Revenido 200°C	Simple	5.97	30.00	27.99	5.91	30.56	27.43	58.16	48.03
	Doble	5.96	30.00	27.90	5.88	30.61	27.15	55.34	47.68
Revenido 300°C	Simple	5.95	30.00	27.81	5.87	30.66	27.06	51.64	44.72
	Doble	5.96	30.00	27.90	5.85	30.80	26.88	56.42	42.60
	Simple	6.04	30.00	28.65	5.95	30.50	27.81	62.10	45.82

Revenido 400°C	Doble	5.90	30.00	27.34	5.85	30.52	26.88	51.52	45.21
----------------	-------	------	-------	-------	------	-------	-------	-------	-------

Tabla 3. 10 Características mecánicas del material revenido Austenizado a 990°C.

Características mecánicas del material revenido	Revenido 200°C		Revenido 300 °C		Revenido 400 °C	
	Revenido simple	Revenido doble	Revenido simple	Revenido doble	Revenido simple	Revenido doble
$\sigma_{\text{máx.}}$ (MPa)	2078	2024	1857	2022	2168	1885
σ_f (MPa)	1716	1708	1608	1526	1599	1665
Ψ (%)	2.00	2.69	2.70	3.01	2.93	2.70
ε (%)	1,87	2.03	2.20	2.67	1.67	1.69

El tratamiento térmico de temple a 990°C y con revenido simple a 200°C es el que presenta mayor resistencia a la tensión con un valor de 2168 MPa y el que presenta mejor ductilidad, aunque es baja es el revenido doble a 300°C

Podemos inferir que si necesitamos resistencia a la temperatura de temple de 990°C sería suficiente hacer un revenido simple por una hora a 400°C.

Si necesitamos mejorar la ductilidad a esta temperatura se debería hacer un tercer a un cuarto revenido a la temperatura de 300°C

Tabla 3.11 Registro de mediciones realizadas durante el ensayo de tracción del material revenido templado a 1020°C

		D ₀ (mm)	L ₀ (mm)	A ₀ (mm ²)	D _f (mm)	L _f (mm)	A _f (mm ²)	F _{máx} (kN)	F _{fluencia} (kN)
Revenido 200°C	Simple	5.96	30.00	27.90	5.88	30.68	27.15	55.68	39.18
	Doble	6.02	30.00	28.46	5.94	30.71	27.71	62.50	39.94
Revenido 300°C	Simple	5.98	30.00	28.07	5.90	30.72	27.34	56.12	41.26
	Doble	5.90	30.00	27.34	5.85	30.72	26.88	57.40	53.92
Revenido 400°C	Simple	6.00	30.00	28.27	5.92	30.74	27.53	52.60	41.80
	Doble	5.90	30.00	27.34	5.82	30.78	26.60	51.02	48.48

Tabla 3.12 Características mecánicas del material revenido Austenizado a 1020°C.

Características mecánicas del material revenido	Revenido 200°C		Revenido 300 °C		Revenido 400 °C	
	Revenido simple	Revenido doble	Revenido simple	Revenido doble	Revenido simple	Revenido doble
$\sigma_{máx.}$ (MPa)	1996	2196	1999	2099	1860	1866
σ_f (MPa)	1404	1403	1470	1972	1479	1733
Ψ (%)	2.67	2.64	2.60	1.68	2.62	2.71
ϵ (%)	2.27	2.28	2.33	2.33	2.47	2.60

El tratamiento térmico de temple a 1020°C y con revenido doble a 200°C es el que presenta mayor resistencia a la tensión con un valor de 2196 MPa y el que presenta mayor ductilidad, aunque es baja es el revenido doble a 400°C.

Se puede inferir que si necesitamos resistencia a la temperatura de temple de 1020°C sería suficiente hacer un revenido doble por una hora cada uno a 200°C. Si

se necesita mejorar la ductilidad a esta temperatura se debería hacer un tercer a un cuarto revenido a la temperatura de 400°C.

Tabla 3.13 Mediciones de dureza después de temple.

Austenizado 960°C		Austenizado 990°C		Austenizado 1020°C		Medio de enfriamiento
Dureza Rockwell C (HRC)	Dureza Vickers (HRV)	Dureza Rockwell C (HRC)	Dureza Vickers (HRV)	Dureza Rockwell C (HRC)	Dureza Vickers (HV)	
58.4	682	59.3	663	59.8	693	Agua a 0°C

Tabla 3.14 Mediciones de dureza después del revenido.

Temperatura (°C)	960°C		990°C		1020°C		Medio de enfriamiento	
	Dureza Rockwell C (HRC)	Dureza Vickers (HRV)	Dureza Rockwell C (HRC)	Dureza Vickers (HRV)	Dureza Rockwell C (HRC)	Dureza Vickers (HRV)		
Revenido simple	200	56.6	629	55.3	603	55.7	609	Aire
Revenido doble		57.6	649	55.5	605	55.8	610	Aire
Revenido simple	300	53.7	573	50.1	519	52.4	553	Aire
Revenido doble		52.6	556	49.9	496	52.0	547	Aire
Revenido simple	400	51.8	544	50.0	517	51.1	535	Aire
Revenido doble		50.9	531	50.5	525	50.4	523	Aire

3.3.4. ENSAYOS DE IMPACTO

En esta sección son documentados los resultados desde los ensayos de impacto realizados en la FIM-UNI, a continuación, son mostrados los resultados obtenidos.

La Tabla 3.15, muestra el estado de la pieza ensayada. En el caso de la Tabla 3.16, son presentados los resultados del ensayo de impacto para los CPs templados.

Y por último, las Tablas 3.16, 3.17 y 3.18, muestran los resultados de los CPs, con simple y doble revenido desde las temperaturas de temple mencionados en la Tabla 3.1.

Tabla 3.15 Muestra en estado de suministro (recocido).

Área (cm ²)	Ea (J) 20°C	Resiliencia(J/cm ²) 20°C
0.5010	10.2	20.36

Tabla 3.16 Resultado del ensayo de impacto en muestras templadas.

Austenizadas 960°C			Austenizadas 990°C			Austenizadas 1020°C		
Área (cm ²)	Ea (J) 20°C	Resiliencia (J/cm ²) 20°C	Área (cm ²)	Ea (J) 20°C	Resiliencia (J/cm ²) 20°C	Área (cm ²)	Ea (J) 20°C	Resiliencia (J/cm ²) 20°C
0.498 0	3.9	7.83	0.4978	4.0	8.04	0.4940	4.0	8.10

Los valores de resiliencia son bajos, de las temperaturas de temple ensayadas el mayor valor corresponde a la temperatura de 1020°C

Tabla 3.17 Resultado del ensayo de impacto en muestras austenizadas a 960°C.

	Revenido 200°C		Revenido 300 °C		Revenido 400 °C	
	Revenido simple	Revenido doble	Revenido simple	Revenido doble	Revenido simple	Revenido doble
Área (cm ²)	0.4986	0.4974	0.4982	0.4978	0.4870	0.4974
Ea (J)-20°C	5.0	5.2	5.2	5.2	5.0	5.2
Resiliencia (J/cm ²)-20°C	10.03	10.45	10.44	10.45	10.27	10.45

Los valores de resiliencia a la temperatura de temple de 960°C mejoran con el segundo revenido. Se infiere si queremos incrementar la resiliencia al impacto se debería hacer un tercer a un cuarto revenido.

Tabla 3.18 Resultado del ensayo de impacto en muestras austenizadas a 990°C.

	Revenido 200°C		Revenido 300 °C		Revenido 400 °C	
	Revenido simple	Revenido doble	Revenido simple	Revenido doble	Revenido simple	Revenido doble
Área (cm ²)	0.4976	0.4982	0.4996	0.4994	0.4978	0.4992
Ea (J)-20°C	5.2	5.8	5.8	6.0	6.0	6.2
Resiliencia (J/cm ²)-20°C	10.45	11.65	11.61	12.01	12.05	12.42

Los valores de resiliencia a la temperatura de temple de 990°C mejoran con el segundo revenido a 400 °C. Se infiere si queremos incrementar la resiliencia al impacto se debería hacer un tercer a un cuarto revenido a la temperatura de 400°C

Tabla 3.19 Resultado del ensayo de impacto en muestras austenizadas a 1020°C.

	Revenido 200°C		Revenido 300 °C		Revenido 400 °C	
	Revenido simple	Revenido doble	Revenido simple	Revenido doble	Revenido simple	Revenido doble
Área (cm²)	0.4978	0.4986	0.4892	0.4994	0.4980	0.4986
Ea (J)-20°C	5,4	5.8	5.8	6.0	6.2	6.4
Resiliencia (J/cm²)-20°C	10.85	11.63	11.86	12.01	12.45	12.84

Los valores de resiliencia a la temperatura de temple de 1020°C mejoran con el segundo revenido a 400 °C. Se infiere si queremos incrementar la resiliencia al impacto se debería hacer un tercer a un cuarto revenido a la temperatura de 400°C

CAPÍTULO IV:

ESTUDIO DE DEFORMACIONES POR DIC

Hoy en día mantener la integridad de un cuerpo de prueba (CP) es fundamental al momento de realizar un ensayo de material, tratando de no dañar al CP, y beneficiando la caracterización mediante ensayos mecánicos de un material dado. Uno de los métodos que califica para poder lograr el objetivo mencionado anteriormente es la correlación de imágenes digitales (*Digital Image Correlation* – DIC), el cual logra calcular los campos de desplazamiento y deformaciones no solo de forma puntual, como en el caso de un “*strain gauge*”, sino determina dichos campos en un área determinada y para grandes deformaciones.

Este capítulo, detalla el procedimiento utilizado con el software libre “NCORR” para la obtención del campo de desplazamientos y deformaciones de los ensayos macro-mecánicos de tracción uniaxial hasta la fractura del material. Complementando este análisis de DIC con resultados de iso-desplazamientos e iso-deformaciones en el plano del CP.

4.1. ANÁLISIS MEDIANTE DIC

Con el objetivo de obtener un resultado coherente de esta novedosa técnica de DIC mediante el programa NCORR, el cual muestra la interfaz de usuario en la Figura 4.1, son necesarios seguir algunos pasos fundamentales los cuales son detallados a continuación:

- Primer paso: Establecer un ROI (*Reference Of Interest*) según sea dada la geometría del CP, en el caso del programa utilizado solo se puede establecer un ROI en forma de rectángulo, elipse o poligonal.
- Segundo paso: Introducir los parámetros del DIC, ver Figura 4.2.
- Tercer paso: Ejecutar el análisis del programa NCORR.
- Cuarto paso: Establecer la escala de medición, es decir, pasar de píxeles a unidades dimensionales, por ejemplo, los milímetros y por último observar los resultados, ver Figura 4.3.

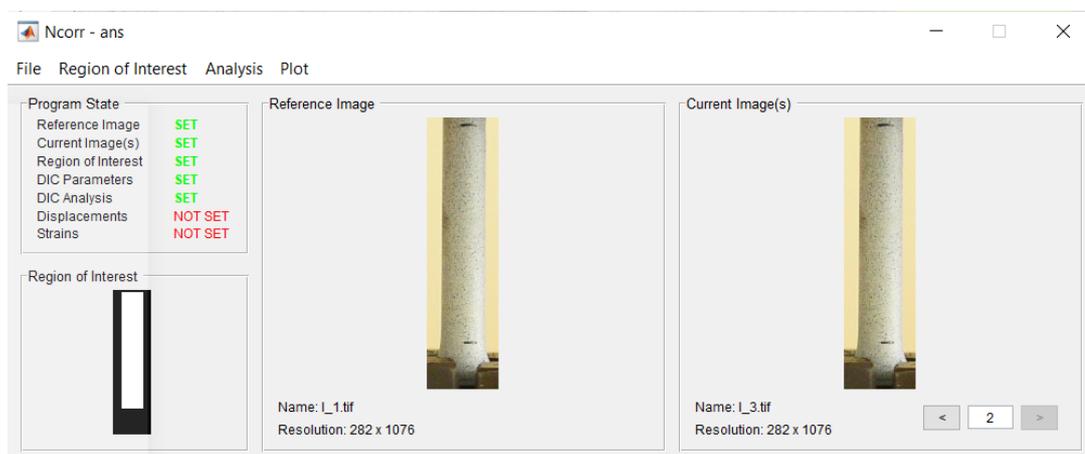


Figura 4.1 Entorno de interfaz de usuario del programa Ncorr.

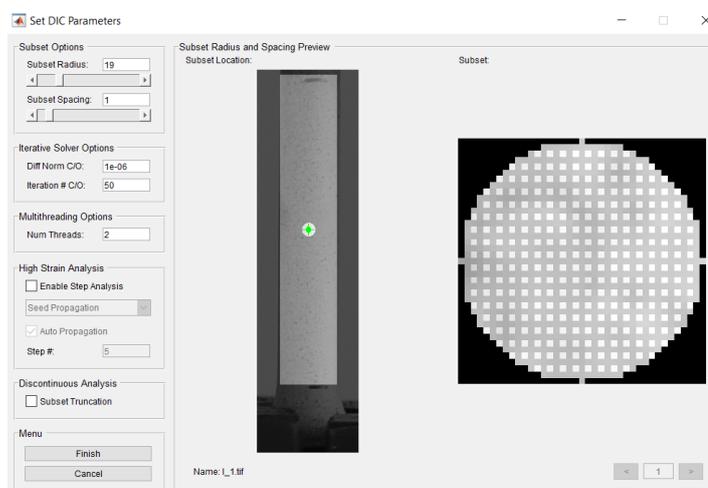


Figura 4.2 Parámetros para análisis en el Ncorr.

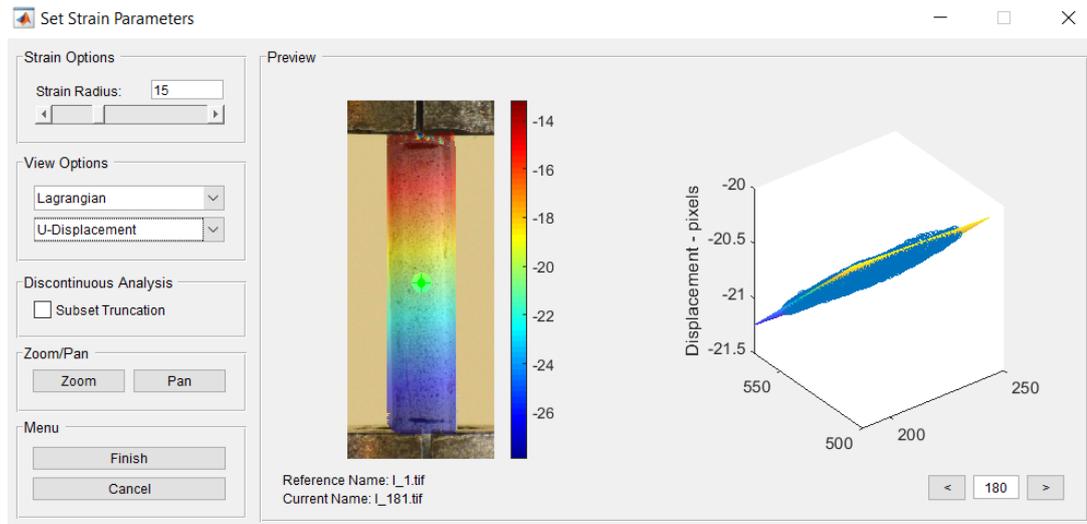


Figura 4.3 Interfaz de resultados de desplazamientos y deformaciones del Ncorr.

4.2. CÁLCULO DE DEFORMACIONES

En este ítem son calculadas las deformaciones mediante el programa Ncorr para los ensayos de tracción, aunque no se consiguieron calcular las deformaciones para todos los CPs, es utilizada esta técnica exitosamente, incorporando un análisis más profundo para la caracterización del acero D3, calculando los campos hasta la fractura del material. A continuación, se mencionan los ensayos en los que fueron posibles calcular los desplazamientos y deformaciones.

4.2.1. ENSAYO T1

El CP de este ensayo corresponde a un temple con temperatura de austenización de 960 °C, en cual es obtenido el campo de desplazamientos y deformaciones. Los desplazamientos son obtenidos para las direcciones “U” y “V” que corresponden a las direcciones “X” y “Y”, ver Figura 4.4. En el caso de las deformaciones son obtenidos en las direcciones “XX”, “YY” y “XY”, mostrando los campos, ver Figura 4.5 y 4.6.

La Figura 4.4, presenta el campo de desplazamientos máximos en “X” (Figura 4.4a) y “Y” (Figura 4.4b), observándose un valor menor para los desplazamientos en “X”, lo que significa que la carga uniaxial fue aplicada con una cierta inclinación, que puede ser poco significativa.

La Figura 4.5 y 4.6, muestra el campo de deformaciones para las direcciones “XX” (Figura 4.5a), “YY” (Figura 4.5b) y “XY” (Figura 4.6). Las deformaciones obtenidas son esperadas, siendo muy bajas debido a su baja ductibilidad, pero grande resistencia. Además, como es observado se presenta mayor deformación en la dirección YY, el cual alcanza una deformación máxima de 11.48 % hasta la fractura. Se puede destacar el éxito de esta técnica debido a que un instrumento de medida como el “*strain gauge*” alcanza niveles bajos de deformación, hasta un valor máximo de hasta 5 % de deformación. Además, los valores obtenidos son mostrados en unidades dimensionales, esto es en milímetros, para el caso de los desplazamientos, evidenciando la versatilidad de la técnica de DIC.

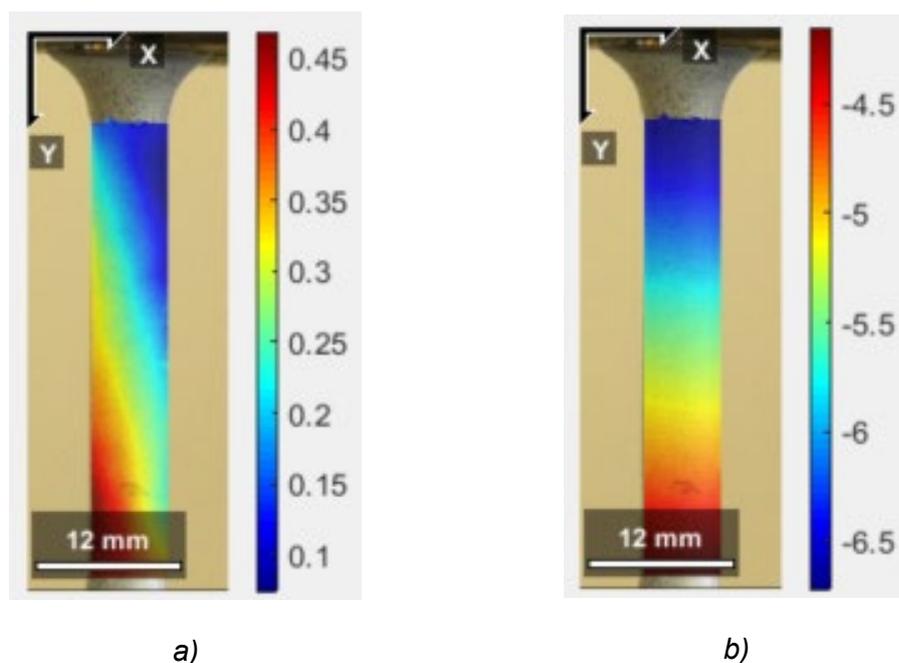


Figura 4.4 a) Desplazamiento $U=0.498$ mm. b) Desplazamiento $V=-6.813$ mm.

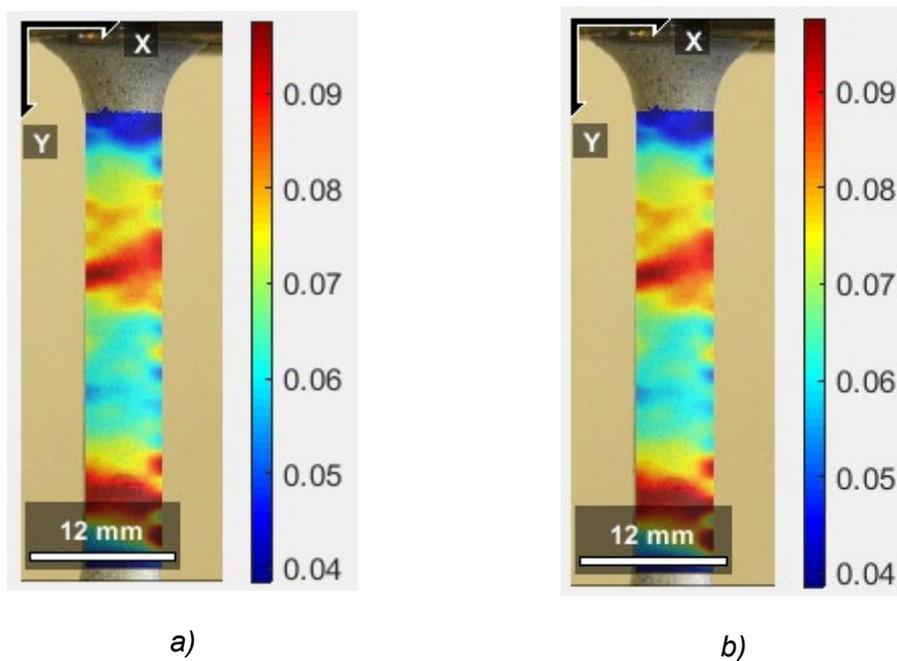


Figura 4.5 a) Deformación $\epsilon_{xx}=0.44$ %. b) Deformación $\epsilon_{yy}=11.48$ %.

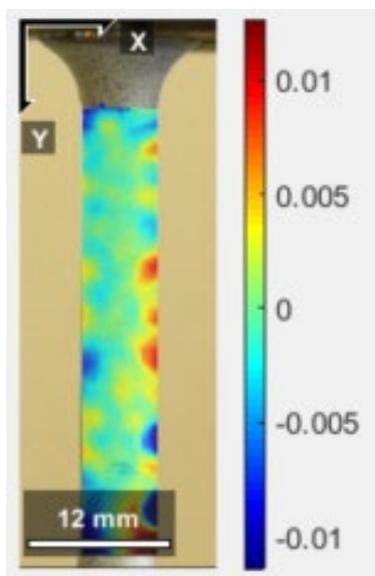


Figura 4.6 Deformación $\epsilon_{xy}=2.6$ %.

4.2.2. ENSAYO T2

El CP de este ensayo corresponde a un temple con temperatura de austenización de 990 °C. Las Figuras 4.7 y 4.8-4.9, presentan los campos de desplazamientos y deformaciones, respectivamente.

La Figura 4.7, presenta el campo de desplazamientos máximos en “X” (Figura 4.7a) y “Y” (Figura 4.7b), observándose un valor menor para los desplazamientos en “X”. Además, en relación al ensayo T1, el desplazamiento obtenido en este ensayo es similar, observándose que el desplazamiento en T1 podría ser mayor, esto es justificado debido a su mayor desplazamiento en la dirección “X”.

La Figura 4.8 y 4.9, muestra el campo de deformaciones para las direcciones “XX” (Figura 4.8a), “YY” (Figura 4.8b) y “XY” (Figura 4.9). Las deformaciones obtenidas en la dirección “YY” son menores a las del ensayo T1, lo cual significa un aumento de la resistencia mecánica del CP para este tipo de tratamiento térmico. Los valores obtenidos de las deformaciones son dados en las respectivas figuras.

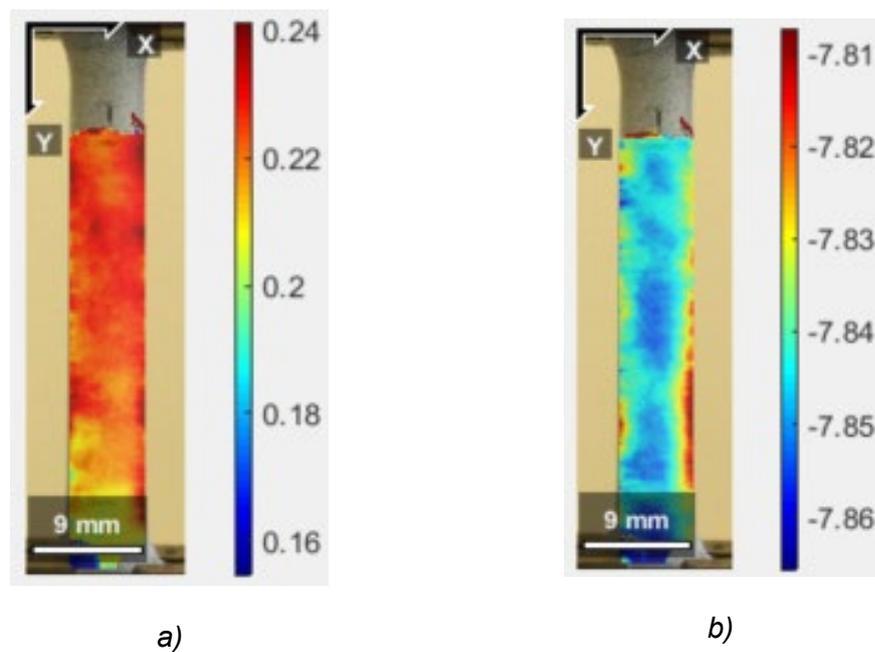


Figura 4.7 a) Desplazamiento $U=0.2241$ mm. b) Desplazamiento $V=-7.977$ mm.

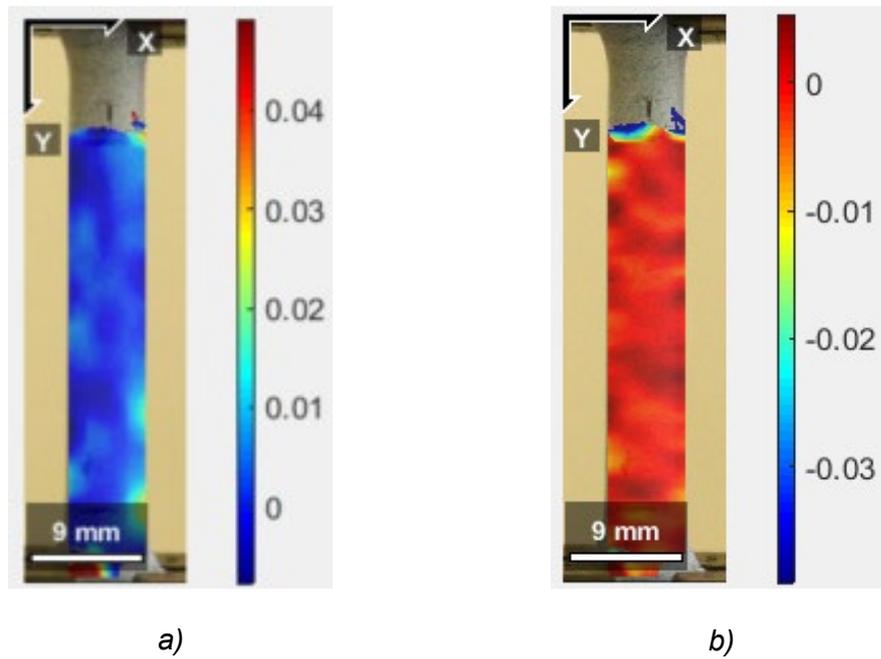


Figura 4.8 a) Deformación $\varepsilon_{xx}=0.13\%$. b) Deformación $\varepsilon_{yy}=4.43\%$.

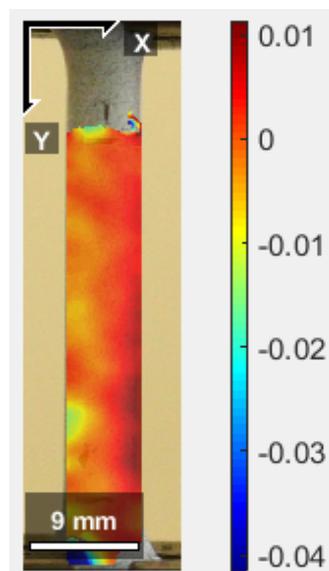


Figura 4.9 Deformación $\varepsilon_{xy}=1.62\%$.

4.2.3. ENSAYO T1 200 D

El CP de este ensayo corresponde a un temple con temperatura de austenización de 960 °C con revenido doble de 1 hora cada uno a 200 °C. Las Figuras 4.10 y 4.11-4.12, presentan los campos de desplazamientos y deformaciones, respectivamente.

La Figura 4.10, presenta el campo de desplazamientos máximos en “X” (Figura 4.10a) y “Y” (Figura 4.10b), observándose un valor menor para los desplazamientos en “X”. Además, en relación al ensayo T1, el desplazamiento obtenido en este ensayo es menor, observándose una fractura prematura rápidamente.

La Figura 4.11 y 4.12, muestra el campo de deformaciones para las direcciones “XX” (Figura 4.11a), “YY” (Figura 4.11b) y “XY” (Figura 4.12). Las deformaciones obtenidas en la dirección “YY” son menores a las del ensayo T1 y T2, lo cual significa un aumento de la resistencia mecánica del CP mayor para este tipo de tratamiento térmico, observándose un incremento considerable de la resistencia mecánica. Los valores obtenidos de las deformaciones son dados en las respectivas figuras.

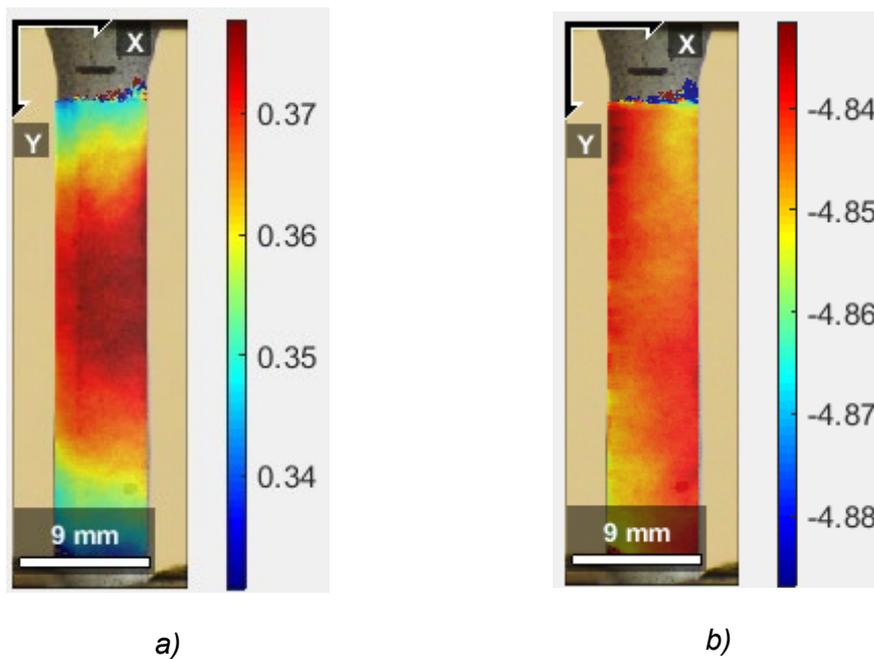


Figura 4.10 a) Desplazamiento $U=0.367$ mm. b) Desplazamiento $V=-4.843$ mm.

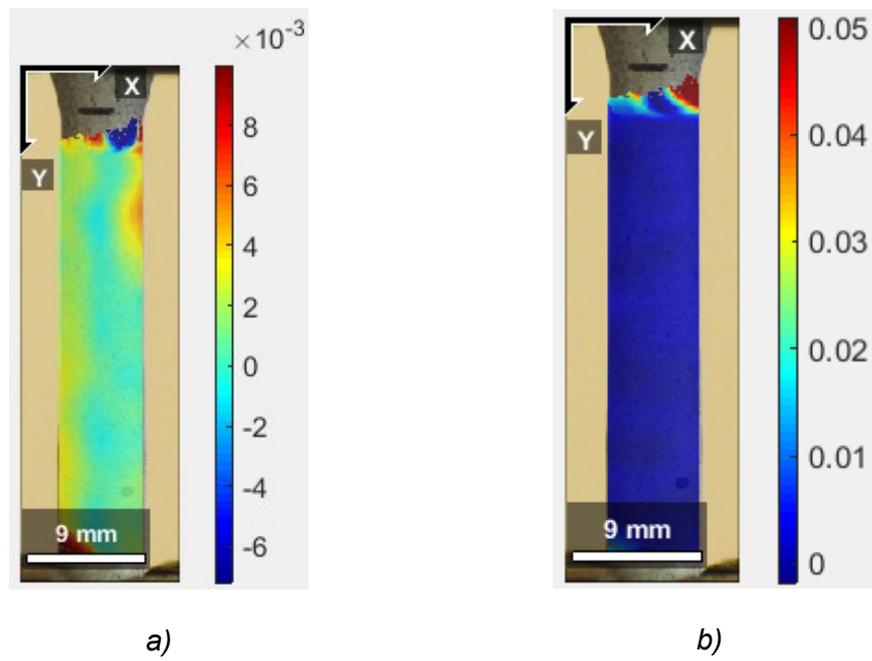


Figura 4.11 a) Deformación $\epsilon_{xx}=0.09\%$. b) Deformación $\epsilon_{yy}=0.01\%$.

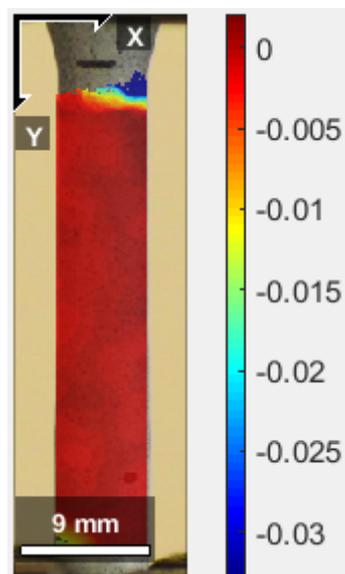


Figura 4.12 Deformación $\epsilon_{xy}=0.02\%$.

CONCLUSIONES

La presente tesis verifica la eficacia de los tratamientos térmicos para mejorar las propiedades del acero D3, mediante la caracterización de este material. A partir de este trabajo de tesis, se concluye lo siguiente:

- En La hipótesis principal de la tesis era que se puede mejorar las propiedades mecánicas del acero D3 mediante los tratamientos térmicos de temple y revenido, lo que, de acuerdo a los resultados obtenidos, se comprueba la validez de la propuesta metodológico por demostrar una mejora continua en el valor de la resistencia al impacto al aumentar el número de revenidos, así como al aumentar la temperatura de temple.
- Micromecánicamente, se observa una disminución de los carburos en el material de acero D3, ayudando en la tenacidad de este material, lo cual mejora sus propiedades mecánicas.
- Macromecánicamente, los resultados de tracción y los ensayos de impacto, muestran un incremento en la resistencia a la fractura del material, lo cual es favorable para estos tipos de material, esto fue logrado debido a los tratamientos térmicos de templado y revenido propuestos.
- El proceso de caracterización propuesto en el Capítulo 3, es satisfactoriamente obtenido para todos los cuerpos de prueba, demostrando que es factible caracterizar este material de acero D3.

Los resultados de DIC (*Digital Image Correlation*) ayudan a verificar los desplazamientos y deformaciones que son obtenidos durante el proceso de

- caracterización del material, siendo una técnica novedosa empleada en esta tesis que no necesita afectar la integridad del cuerpo de prueba.

RECOMENDACIONES

- 1) La principal sugerencia para el trabajo futuro es el cuidado que se debe tener en la preparación de las probetas para el ensayo de tracción, el acabado superficial de las mismas debe evitar la presencia de irregularidades o microfisuras, que favorezcan la concentración de esfuerzos debidos a los cambios de volumen durante el temple.
- 2) Se ha utilizado un horno por resistencia eléctrica para este trabajo, para investigaciones futuras sobre tratamientos de temple y revenido se debe usar un horno con atmosfera inerte para evitar descarburizacion.
- 3) A fin de mejorar la consistencia de la data y disminuir el error es recomendable elaborar y ensayar a la tracción varias probetas, al menos tres, para cada condición de temple y revenido.
- 4) La naturaleza de los ensayos realizados no ha permitido conocer las cantidades presentes de la austenita retenida y los cambios en ellas producidos, se recomienda emplear una técnica para determinar estas cantidades, podría emplearse la difracción de rayos X.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] M. V. Alcántara, "Effect of multiple tempering on mechanical properties and microstructure of Ledeburitic tool steel AISI D3," *International Journal of Recent Technology and Engineering*, vol. 8, no. 5, ISSN: 2277-3878.
- [2] A. Uluköy, Y. Kaplan, V. Onar, M. Yildiz, E. Armagan, O. Çarık y A. Çetin Can, "The Microstructure and Hardness Analysis of Decarburization Followed by Boronizing AISI D3 Tool Steel," *International Conference on Engineering and Natural Science*, 15-19 Mayo, 2015. Skopje.
- [3] T. Nykiel, T. Hryniewicz, "Transformations of carbides during tempering of D3 Tool Steel," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 23, no. 6, pp. 2250–2254, junio 2014, doi: 10.1007/s11665-014-0979-7.
- [4] A. Arain. (1999). *Heat treatment and toughness behavior of tool steels (D2 and H13) for Cutting blades* (Tesis de maestría). University of Toronto, Canada.
- [5] J. Vivas. (2019). *Desarrollo de microestructuras de alta resistencia a fluencia en aceros ferríticos-martensíticos 9Cr a través de la optimización del procesado o de la composición química* (Tesis doctoral). Universidad Complutense de Madrid, España.
- [6] I. Fernández. (2004). *Optimización microestructural de los aceros y fundiciones de alto cromo utilizados en la fabricación de cilindros de laminación* (Tesis doctoral). Universidad de Oviedo, España.
- [7] American Society for Testing and Materials, (1998). *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. ASTM E8/E8M-13A, ASTM International, Philadelphia, PA.

- [8] American Society for Testing and Materials, (1998). Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. ASTM E23-16b, ASTM International, Philadelphia, PA.
- [9] American Society for Testing and Materials, (1998). Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. ASTM E 384-99, ASTM International, Philadelphia, PA.
- [10] American Society for Testing and Materials, (1998). Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM E 112-96, ASTM International, Philadelphia, PA.
- [11] American Society for Testing and Materials, (1998). Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. ASTM E 3-01, ASTM International, Philadelphia, PA.
- [12] American Society for Testing and Materials, (1999). Standard Specification for Tool Steels Alloy. ASTM A 681-94, ASTM International, Philadelphia, PA.
- [13] International Standard of Steel Grades. Society of Automotive Engineers - SAE.
- [14] "CLASIFICACION DE LOS ACEROS", Facultad de Ciencias Exactas, Ingeniería y Agrimensura – Universidad Nacional de Rosario. Argentina, 2016.
- [15] E. Cruz, W. Villagrán, C. Cepeda, E. Abarca, P. Lapo, "Caracterización de metales por técnicas metalográficas aplicando métodos estadísticos de calidad "Six sigma de Comprobación", Polo del Conocimiento. Vol. 3, No. 1. Agosto, pp. 229-248, 2018, DOI: 10.23857/pc.v3i1.
- [16] N. Tarkany, "Utilice el punzón correcto cuando estampe", Aceros de alta resistencia. METALFORMING. Agosto. México, 2017.
- [17] J. Mego, J. Vela, (2013). *Efecto del doble revenido sobre la tenacidad de la entalla a diferentes velocidades de carga de impacto en el rango de 2.55 a 3.71 m/s, resistencia mecánica, tenacidad estática y dureza del acero AISI D2*

austenizados durante 1 hora a 1020°C y revenido a 500°C (Tesis de grado).

Universidad Nacional de Trujillo, Perú

- [18] Metals Handbook. 8th Edition. Vol. 1, 2, 7 y 8. American Society for Metals
- [19] F. Diaz, A. Reyes. "Aceros, estructuras y aceros, estructuras y tratamientos térmicos".
Universidad Nacional Autónoma de México. Cuautitlán Izcalli, 2012.
- [20] Groover M. Fundamentos de Manufactura Moderna, Materiales, procesos y sistemas. Prentice Hall Hispanoamericana S.A, 1997, pp 57-61.
- [21] D. Murillo, K. Ávila, C. Álvarez. "Simulación del ensayo de dureza Brinell para la aleación de aluminio 2024-t4 empleando el método de elementos finitos".
Prospect. Vol. 7, No. 2. Pp. 75-81. Julio-diciembre, 2009.
- [22] American Society for Testing and Materials, (1999). Standard Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials. ASTM E18 - 03, ASTM International, Philadelphia, PA.
- [23] E. Holzmann. "Laboratorio N°2 Ensayo de Charpy y Dureza". Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas - Departamento de Ingeniería Mecánica. Universidad de Chile. Primavera, 2006.
- [24] American Society for Testing and Materials, (2003) Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Material. ASTM E 92-82, ASTM International, Philadelphia, PA.
- [25] G. Andino & M.Cano. "Implementación y control técnico científico de un EQUIPO DE COMPROBACIÓN DE LABORATORIO PARA DUREZAS SUPERFICIALES". Facultad de Ingeniería Automotriz. Universidad Internacional del Ecuador. Quito, 2011.
- [26] A. Cabrera, M. Koller. "Comportamiento a tracción del acero estructural, según Norma NTC 2289, de diferentes fabricantes de acero de refuerzo en el

- mercado”. Facultad de Ingeniería. Universidad Católica de Colombia. Bogotá, 2017.
- [27] INSTITUTO COLOMBIANO DE NORMAS TÉCNICAS, barras corrugadas y lisas de acero de baja aleación para refuerzo de concreto. NTC-2289. Bogotá D.C.: El instituto, Octava edición, 2015. 22 p.
- [28] H. Jaramillo y A. Ruiz. “Análisis y simulación de la prueba de impacto tipo Charpy mediante elementos finitos,” SCIENTIA ET TECHNICA. No. 21, pp. 89-94. Julio, 2003.
- [29] Y. Ortega. “Prueba de impacto: ensayo Charpy,” Revista mexicana de Física. No. 52, pp. 51-57. Junio, 2006.
- [30] Steel - Charpy V-notch pendulum impact test - Instrumented test method, ISO 14556:2000.
- [31] Metalografía Protocolo – Curso de Materiales. Escuela Colombiana de Ingeniería Julio Garabito. Edición 2011-II.
- [32] I. Olmo (2017). *Estudio metalográfico de aceros empleados para impartir docencia en Ingeniería de Materiales* (Tesis de Grado). Universidad de Sevilla, España.
- [33] F. Hild, A. Bouterf, P. Forquin, S. Roux. On the Use of Digital Image Correlation for the Analysis of the Dynamic Behavior of Materials. The Micro-World Observed by Ultra High-Speed Cameras, pp.185-206, 2018, 978-3-319-61490-8. fahal-01674588f.
- [34] K. Ramesh. “Digital Image Correlation,” SEM. Digital Photomechanics Laboratory. India.