



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**

---

## **FACULTAD DE Ingeniería**

Relación entre curvas de indentación y curvas de tracción en aleaciones Al-Sn con diferentes tratamientos termomecánicos.

**TESIS**

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE

**INGENIERO MECÁNICO**

PRESENTA

**ANDRÉS PÉREZ REYES**

DIRECTOR

**RAFAEL SCHOUWENAARS FRANSESSES**



*NO SIGAS LAS HUELLAS*

*DE LOS ANTIGUOS*

*BUSCA LO QUE ELLOS BUSCARON*

**MATSUO BASHOO**

*QUIÉN LO DIRÍA*

*LOS DÉBILES DE VERAS*

*NUNCA SE RINDEN*

**MARIO BENEDETTI**

A mis padres que me mostraron la ruta y que aunque no están aquí para ver los frutos de todo su amor y esfuerzos sabían que me dieron las bases para conseguir todas mis metas por grandes que fueran.

A mi hermana que me dio su apoyo durante esta larga travesía, me diste el ejemplo y la fortaleza para superar los obstáculos que se presentaron y siempre tuviste la confianza de que la meta se lograría.

A ti Carolina por tu ánimo tu inspiración tu cariño por que fuiste parte importante de este viaje mi compañera, mi apoyo mi fortaleza y siempre estuviste a mi lado incondicionalmente en cada etapa, los fracasos y sobre todo los pequeños logros que daban forma a la meta final.

Mi abuela que me enseñó lo importante que es buscar la superación personal aun a costa de los temores, los obstáculos a ser atrevido nunca conformarse y siempre ser mejor persona.

Mis tíos que con su ejemplo me mostraron que no debía desviar la ruta y que era el camino para conseguir el reconocimiento propio y el orgullo de terminar lo que había empezado y poder seguir sus pasos.

Mi familia toda que siempre me encauso a lograr los objetivos y ser ejemplo para los más jóvenes.

A mis amigos que me ofrecieron su compañía y su cariño.

## AGRADECIMIENTOS

A la UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO que me dio la oportunidad de recibir una educación de primer nivel y que me enseñó lo importante de desarrollar un pensamiento crítico y hacer de mi MÉXICO un mejor país.

A la facultad de Ingeniería que me enseñó a superar los obstáculos a levantarme de cada caída y enseñarme a pensar y a resolver problemas y a exigirme cada día más.

Al Dr. Rafael Schouwenaars que me brindó sus conocimientos y paciencia para la realización de este trabajo.

A la UDIATEM que me apoyó y me recibió y me permitió trabajar con ingenieros capaces, líderes y comprometidos.

A mis maestros que siempre fueron un ejemplo, y un modelo a seguir que me brindaron su experiencia y me dieron las armas para ser un profesionalista digno de la Universidad Nacional Autónoma de México.



# INDICE

---

INDICE .....	3
OBJETIVOS .....	4
INTRODUCCIÓN.....	5
ANTECEDENTES.....	15
RELACIÓN ENTRE EL ENSAYO DE TRACCIÓN Y EL ENSAYO DE DUREZA.....	38
DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	43
RESULTADOS.....	54
DISCUSIÓN.....	76
CONCLUSIONES.....	80
BIBLIOGRAFIA.....	81

---

# 1. Objetivos

---

- Demostrar la relación entre la dureza y el esfuerzo de cedencia en la aleación SAE 788 para distintas deformaciones con y sin tratamiento térmico.
- Comprobar si la relación entre la dureza y el ensayo de tracción reportada en la literatura es válida para un material anisotrópico como lo es la aleación SAE 788.
- Comprobar si la dureza depende de la cara en que sea medido un material anisotrópico como lo es una aleación 788

## 2. Introducción

---

El presente trabajo forma parte de una larga lista de estudios sobre aleaciones con base en aluminio y estaño, realizados por la UDIATEM (Unidad de Investigación y Asistencia Técnica en Materiales) de la Facultad de Ingeniería de la UNAM. En este caso en particular se estudió la aleación SAE 788 la cual como se ha demostrado en trabajos anteriores [1] [2] [3] [4] es apta para usarse en fabricación de cojinetes para motores de combustión interna.

Es de suma importancia entender que es un cojinete, que propiedades son deseables en el material usado en su manufactura así como los puntos en que se pueden mejorar para lograr un mejor desempeño.

El principal objetivo de estas piezas es inhibir la fricción y el desgaste pues estos fenómenos reducen la eficiencia global de los motores de combustión interna.

Así también se debe tomar en cuenta la fase experimental como lo son el ensayo de tracción, el ensayo de dureza, las simulaciones de elemento finito por lo que también se da un marco teórico sobre estos temas.



## 2.1 Cojinetes de deslizamiento

Los cojinetes son elementos de máquinas que forman parte de los motores de combustión interna; son utilizados para permitir la transmisión de carga y par, además de reducir la fricción e inhibir el desgaste entre dos piezas que tienen movimiento relativo entre sí dado que sirven para proteger elementos más caros en el motor como el eje (cigüeñal).

En los motores de combustión interna, el uso de cojinetes de deslizamiento contribuye a la mejora de la eficiencia con respecto al consumo de combustible de emisiones contaminantes y disminución en costos de mantenimiento.

Los cojinetes sirven de soporte a las partes móviles dentro del motor por lo que se requiere que los cojinetes soporten grandes cargas las cuales presentan la dificultad que éstas cambian constantemente de magnitud y dirección.

Hay dos fenómenos por los que los cojinetes reducen la fricción. Uno de ellos es usando metales diferentes entre el cojinete y las partes móviles porque metales distintos que deslizan uno sobre otro presentan menor resistencia al movimiento que 2 superficies hechas del mismo metal. [5]

Adicionalmente al material de los cojinetes, la fricción se ve disminuida al introducir lubricante entre el cojinete y el eje en movimiento.

Una característica importante del diseño del cojinete es la habilidad de establecer y mantener una película de aceite en la zona de carga entre las superficies en movimiento. Esta película también cumple la función de refrigerante y amortiguador; por esto, este tipo de cojinetes se conocen como hidrodinámicos.

Aún en los cojinetes mejor diseñados y en los sistemas con un mantenimiento adecuado el desgaste estará presente. El desgaste se produce debido a que la película de aceite no está presente de manera uniforme en el arranque del motor o durante condiciones severas de operación.

También se presenta cuando partículas extrañas o suciedad pasa por el cojinete dentro del aceite.

Como el motor opera a elevadas temperaturas y la fricción en si misma causa calor los cojinetes deben operar y mantener su resistencia a elevadas temperaturas así como disipar el calor de las piezas en movimiento, un flujo constante de aceite, ayuda en la disipación del calor. [6]

## 2.2 Tipos de cojinetes

Se pueden clasificar los cojinetes de acuerdo al número de capas de diferentes metales que los conforman.

### 1. Cojinetes de un solo material

Están hechos de un solo material como el bronce o una aleación base aluminio. Estos pueden ser fabricados de un tubo sólido pero es más común que se formen de una lámina.

En estos días aún se encuentran piezas hechas de bronce sin una base de acero o cojinetes hechos de aleaciones sólidas de aluminio.

Al no contar con una base de acero que brinde soporte este tipo de cojinetes están limitados y se usan cuando las cargas no son muy altas. [7]

### 2. Cojinetes bimetálicos

Estos están formados por dos capas la primera es por lo general de acero sobre la cual se aplica un revestimiento de una capa de material con propiedades adecuadas para un cojinete. En este tipo de estructuras el acero provee rigidez y en un alto grado tienen la capacidad de ajustarse a presión para una mejor retención, el revestimiento provee todas las propiedades de un cojinete de una sola capa.

Esto por supuesto hace que algunas propiedades se vean comprometidas a favor de otras. Hoy en día los cojinetes bimetálicos de aluminio son muy

populares, debido a la ausencia de plomo en el proceso de manufactura aunado a la durabilidad de las aleaciones de aluminio-silicio los hacen muy populares en autos y camiones ligeros.

### 3. Cojinetes trimetálicos

A diferencia de los cojinetes bimetálicos que tienen un respaldo de acero y un revestimiento de una capa de material, en estos además se tiene una tercera capa que es realmente la que está en contacto con el eje; cada capa del cojinete trimetálico tiene una función específica, el respaldo de acero otorga el soporte, la capa intermedia le da la resistencia a las cargas y a la fatiga y la última capa provee las propiedades de superficie. Este tipo de cojinetes dan la combinación de las mejores características razón por la que se usan en motores de alto desempeño, donde se requiere larga vida bajo cargas muy altas. [7]

Otro elemento de máquina que puede realizar funciones similares a las de los cojinetes son los rodamientos. Una ventaja principal que presentan estos es que el rozamiento en el arranque no es significativamente mayor que durante el funcionamiento normal, además de que tiene gran capacidad para resistir fuerzas axiales. [8]

Por otra parte las velocidades de operación de los cojinetes son relativamente altas, dado que de esta manera se forma adecuadamente la película de aceite lubricante, mientras que los rodamientos funcionan mejor en condiciones de baja velocidad debido a que las fuerzas centrífugas son pequeñas.

Los requerimientos de espacio para rodamientos y cojinetes de deslizamiento son diferentes. El primero puede ocupar un espacio radial del mismo tamaño del eje sobre el cual está montado; mientras que un cojinete de deslizamiento, independientemente del radio del eje, no mide más que unos milímetros.

### 2.3 Propiedades de los cojinetes.

Los cojinetes están diseñados para trabajar en condiciones de lubricación hidrodinámica donde una película delgada separa el cojinete del eje; es bajo estas circunstancias cuando se logra la mayor eficiencia y una larga vida útil. Sin embargo, tanto al arrancar como al detener la máquina es común que se presenten cambios bruscos en el régimen de operación. Es por esto que los materiales con que se fabrican los cojinetes deben cumplir con ciertas propiedades térmicas y mecánicas por ejemplo [9]:

Propiedades mecánicas:

- Compatibilidad. Se deben tener buenas propiedades para evitar que los materiales tanto del eje como del cojinete se adhieran ya que ocasionalmente habrá contacto entre metales.
- Conformabilidad. Es una medida de la disposición para ajustar a un mal alineamiento o algunos otros errores geométricos.
- Incrustabilidad. El material del cojinete debe tener la capacidad de absorber partículas extrañas y así evitar el desgaste de su superficie.
- Resistencia mecánica el material debe cumplir con parámetros ya que será sometido a diversas cargas en distintas condiciones geométricas, por lo que es común utilizar un material base (respaldo) el cual generalmente está fabricado de un acero de bajo carbono.

Propiedades térmicas como:

- Alta conductividad térmica para que el calor generado debido a la fricción puede ser disipado y de esta manera proteger al cojinete de un sobrecalentamiento.
- Bajo coeficiente de expansión térmica, debido a que durante el funcionamiento del motor se elevará la temperatura.
- punto de fusión el material del cojinete debe resistir una mayor temperatura a la de operación del motor y al de la película lubricante en

cualquier condición de funcionamiento, de lo contrario el material comenzará a fundirse causando una falla en el sistema.

Además de las propiedades anteriores cabe destacar que los cojinetes de deslizamiento deben tener buena resistencia a la corrosión para aquellas aplicaciones donde se corra el riesgo de que el aceite lubricante se degrade y por lo tanto actúe como agente corrosivo. [9]

## **2.4 Materiales para cojinetes**

Tomando en cuenta lo expresado en los párrafos anteriores algunas de las cualidades requeridas en un material para cojinete son:

- Capacidad de carga
- Conductividad térmica
- Bajo coeficiente de fricción
- Resistencia al desgaste, a la fatiga y a la corrosión

Hasta ahora ningún material puede poseer todas las características deseadas con un grado suficiente por lo que es importante investigar nuevos materiales o la combinación de otros ya existentes que logren cumplir estas funciones de mejor manera.[14]

### **2.4.1 Babbitts con base en estaño y plomo**

Se llaman babbitts a las aleaciones de metales blandos (Sn, Pb, Sb, Zn) que se caracterizan por la presencia de componentes estructurales duros en la matriz plástica.

Los cojinetes hechos con babbitt son de 2 tipos muy generales: con base de estaño y con base de plomo, estos pueden funcionar a velocidades elevadas y presentar superficies muy lisas. La aplicación es usualmente hecha con un respaldo de acero y el espesor del revestimiento es por lo general de 0.381 mm. Se usan también cojinetes de babbitt delgados con recubrimiento de 0.05 a 0.127 mm. de espesor que pueden soportar cargas más pesadas

También es deseable que los cojinetes tengan buena capacidad de incrustabilidad dado que una cantidad razonable de basura o materia extraña en el lubricante puede ser absorbida por el material blando del cojinete quedando así el eje protegido contra rayaduras. El material del eje puede ser acero blando, acero duro o hierro fundido. [4]

## **2.5 Aleaciones de aluminio**

### **2.5.1 Propiedades ingenieriles del Aluminio**

El aluminio tiene una combinación de propiedades que lo hacen sumamente útil como material de ingeniería. El aluminio tiene buena resistencia a la corrosión en la mayoría de los ambientes naturales, debido a la película de óxido tenaz que se forma en la superficie. Aunque en estado puro tiene baja resistencia mediante sus aleaciones puede alcanzar una resistencia aproximada de 1000 MPa.

### **2.5.2 Aleaciones de Aluminio para cojinetes**

Muchas aleaciones han sido utilizadas como materiales para cojinetes, la mayoría de éstas basadas en la idea de tener una matriz relativamente suave de una solución sólida de aluminio y con partículas duras de otros elementos aleantes dentro de la matriz. Las aleaciones de aluminio que han tenido éxito como cojinetes son aquellas que contienen estaño, el cual en el caso de una falla en la lubricación cuando se encuentren en funcionamiento, se funde y cubre mediante una capa delgada que previene el contacto entre el aluminio y el hierro del eje para que estos no se adhieran uno al otro, el estaño disminuye la tendencia para adherirse pero no debe considerarse como lubricante. [4]

Otra de las ventajas de las aleaciones de aluminio consiste en que se pueden producir por fundición seguida de un tratamiento termomecánico y que su excelente resistencia a la corrosión permite utilizarlas sin recubrimiento de babbitt.

Otro incentivo para el uso del aluminio en los cojinetes de deslizamiento es que el costo de este metal es relativamente estable. Por lo anterior y por algunas de sus propiedades tales como su excelente resistencia a la corrosión, además que al añadir elementos aleantes es posible modificar sus propiedades físicas.

En los casquillos de paredes delgadas bimetálicos se aplican aleaciones a base de aluminio-estaño con un contenido de hasta 20% de estaño (Sn) las aleaciones a base de aluminio poseen una elevada resistencia mecánica cíclica y pueden trabajar a cargas específicas de hasta 50 MPa

Las aleaciones marcadas en la Tabla 2.1, ofrecen excelente resistencia a la corrosión, alta conductividad térmica y bajo costo. [10]

Las aleaciones especiales con alto contenido de estaño SAE 783 y SAE 788 han sido desarrolladas con técnicas y procesos especializados para eliminar la necesidad de recubrirlos con babbit.

Tabla 2.1 composición química de algunas aleaciones SAE 7XX

SAE	%ELEMENTOS ALEANTES						
	Si	Cu	Sn	Ni	Pb	Cd	Mg
770	0	1	6.5	1	0	0	0
780	1.5	1	6.5	1	0	0	0
781	4	0.1	0	0	0	1	0.1
782	0	1	0	1	0	3	0
783	0	1	20	0	0	0	0
784	11	1	0	0	0	0	0
787	4	0.5	1	0	6	0	0
788	3	1	12	0	2	0	0

### Aluminio-plomo

Es una opción más económica debido al bajo costo del plomo comparado con el estaño. Esta aleación es conocida en Estados Unidos como Aluminio-Babbit contiene además 1% de cadmio 1% de estaño y 4% de silicio y de esta forma ha sido introducida en motores para automóviles, con buena compatibilidad, sin embargo la tendencia a la eliminación de metales pesados se ha traducido en una reducida difusión de esta aleación.[4]

### Aluminio-6% estaño

La aleación SAE 770 y SAE 780 son ampliamente usados para cojinetes ya sea bimetálicos o monometálicos para motores diesel de moderado y alto desempeño. [10]

Esta aleación es ampliamente utilizada en Estados Unidos y en menor cantidad en otras partes del mundo. Está sujeta a pequeñas variaciones en su composición dependiendo de quién lo manufactura. La mayoría de las especificaciones se encuentran entre 5.5% y 7% de estaño, con adiciones de cobre y níquel en un nivel de 1% y silicio entre 0y 2%. [4]

Para aplicaciones como cojinetes para automóviles la aleación se recubre ya que la compatibilidad sin el beneficio de un recubrimiento es inadecuada para las condiciones de una delgada película de aceite. La secuencia para el recubrimiento es multietapas, consistiendo de una inmersión en un depósito electrolítico de zinc, un delgado electrodepósito de níquel o cobre y finalmente un electrodepósito de una aleación Pb-Sn, el espesor comúnmente usado es de 0.012-0.020 [mm].

### 2.5.3 Aleación SAE 788

Dentro de la Unidad de Investigación y Asistencia Técnica en Materiales (UDIATEM) de la Facultad de Ingeniería UNAM se han estudiado dos aleaciones tribológicas que se utilizan en la fabricación de cojinetes de deslizamiento: la aleación SAE 783 y la aleación **SAE 788**.

En el presente trabajo se utilizó la aleación **SAE 788** que tiene la siguiente composición química:



Tabla 2.2 Composición química de la aleación SAE 788[7]

<b>ELEMENTO</b>	<b>PORCENTAJE</b>
Aluminio (Al)	82.8%
Estaño (Sn)	12%
Silicio (Si)	2.5%
Plomo (Pb)	1.7%
Cobre (Cu)	0.7%
Otros	0.3%

La función de cada elemento dentro de la aleación se explica a continuación:

- La matriz de **aluminio** provee una excelente resistencia a la corrosión en la mayoría de los ambientes
  - El **estaño** otorga excelente compatibilidad, promueve la formación de la tribocapa característica de éste tipo de aleaciones.
  - La adición de **silicio** mejora la resistencia mediante partículas duras dentro de la matriz. [4]
- 
-



# 3. Antecedentes

---

## 3.1 Deformación plástica de metales policristalinos

La mayoría de las aleaciones de interés en ingeniería son policristalinas. Los monocristales de metales y aleaciones se utilizan principalmente en investigación y solamente en algunos casos tienen aplicaciones ingenieriles. Los límites de grano aumentan la resistencia de los metales y las aleaciones porque actúan como barreras del movimiento de dislocaciones excepto a elevadas temperaturas donde hacen las veces de regiones debilitadas. En general, a temperatura ambiente, los metales de grano fino son duros, resistentes y más susceptibles a endurecimiento por trabajo en frío. [11]

Para dos componentes fabricados con la misma aleación el que tenga el menor tamaño de grano será el más resistente. La relación entre resistencia y tamaño de grano es de suma importancia para los ingenieros.

### 3.1.1 Ecuación de Hall-Petch

Es una ecuación empírica que relaciona la resistencia de la tracción de un metal  $\sigma_y$  con su diámetro de grano  $d$  de esta forma:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{d^{1/2}} \quad (3.1)$$

Donde:

$\sigma_0$  y  $k$  = Son constantes relacionadas con el material de interés.

Existe un efecto similar entre la microdureza Vickers y el tamaño de grano. La ecuación muestra claramente que a medida que disminuye el diámetro de grano aumenta la resistencia a la tracción del material. Considerando que los diámetros de grano pueden variar de unos cuantos cientos de micras a unas cuantas micras podría esperarse un cambio considerable en resistencia a

través de la refinación de grano. Es importante advertir que la ecuación de Hall-Petch no se aplica a:

1. Tamaños de grano extremadamente finos
2. Metales utilizados a temperatura elevada

Durante la deformación plástica de los metales, las dislocaciones que se mueven a lo largo de un determinado plano de deslizamiento no pueden seguir en línea recta al pasar de un grano al otro. Las líneas de deslizamiento cambian de dirección de un grano a otro, por lo tanto cada grano tiene su propio conjunto de dislocaciones en sus propios planos de deslizamiento preferente, que tienen una orientación distinta a la de los granos vecinos. A medida que aumenta el número de grano, disminuye el diámetro de grano, las dislocaciones dentro de cada grano pueden recorrer una distancia menor antes de que encuentren el límite de grano punto en el cual culmina su movimiento por esta razón los materiales de grano fino poseen una mayor resistencia.[11]

### **3.1.2 Estructura cristalina.**

La estructura cristalina de un monocristal metálico sólido está formada por un arreglo geométrico tridimensional repetitivo de los átomos que la componen. La forma exterior de cada uno de estos átomos se representa con el modelo de esferas rígidas perfectas.

La mayoría de los metales en su estado sólido presentan un empaquetamiento cristalino llamado cubico centrado en las caras (Face-Centered Cubic, FCC), cúbico centrado en el cuerpo (Body-Centered Cubic, BCC) o también hexagonal compacto (Hexagonal Close-Packed, HCP) figura 3.1.

El deslizamiento que ocurre entre planos cristalográficos específicos de un empaquetamiento explica la deformación plástica macroscópica que ocurre en un monocristal cuando se encuentra sujeto a sollicitaciones, el deslizamiento en una red cristalina se debe principalmente al movimiento de los defectos de línea llamados dislocaciones. Además, también ocurre deslizamiento por medio de maclas, cuya naturaleza muestra una simetría en la orientación cristalográfica a través del plano de maclaje, definiendo su localización en el monocristal.

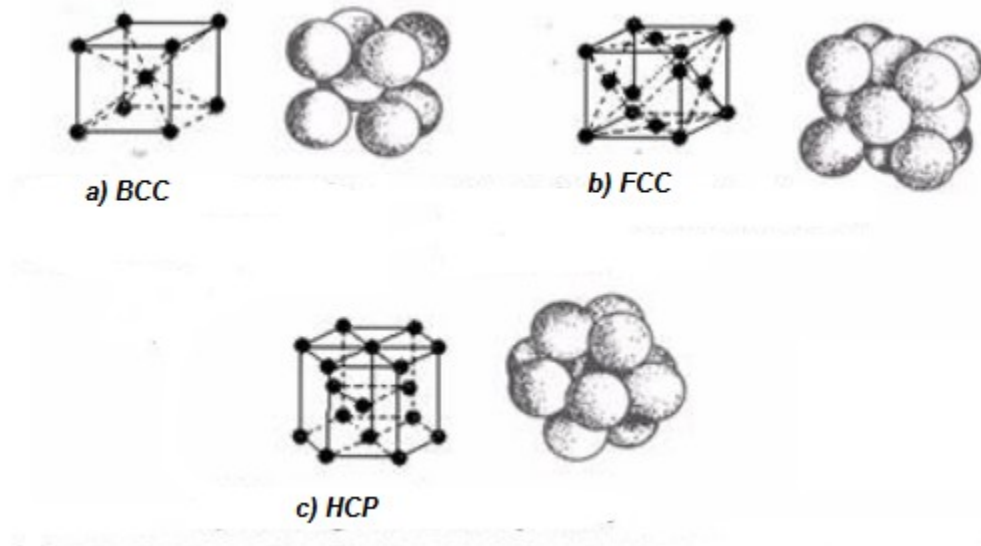


FIGURA 3.1 Estructuras cristalográficas en metales a) planos cristalográficos en BCC b) planos cristalográficos en FCC c) planos cristalográficos en HCP

En general, aquellas maclas formadas por una alta velocidad de deformación aplicada al monocristal se denominan maclas mecánicas. Sin embargo, el movimiento de dislocaciones es activado por una carga cortante que es aplicado sobre una dirección y plano cristalográfico específico. Tanto el plano como la dirección mencionada se denominan como sistemas de deslizamiento. La deformación plástica se encuentra confinada generalmente en los planos con mayor densidad atómica y ocurre en la dirección mejor empaquetada dentro de dichos planos. La resistencia al deslizamiento en estos planos es menor, en comparación con otros planos posibles de deslizamiento.

### 1.1.3 Ley de Schmid

La ley de Schmid explica que el deslizamiento en un monocristal depende de la orientación que poseen los sistemas de deslizamiento y de la magnitud del estado de esfuerzos que se proyecta sobre ellos. En el caso de un monocristal, esta magnitud sería el esfuerzo de cedencia calculado en la curva esfuerzo-deformación para un ensayo de tracción. Su valor se ve afectado por la temperatura y la composición del monocristal. La forma de la ley de Schmid para un monocristal sujeto a tracción se observa en la figura 3.2 que muestra una probeta de monocristal

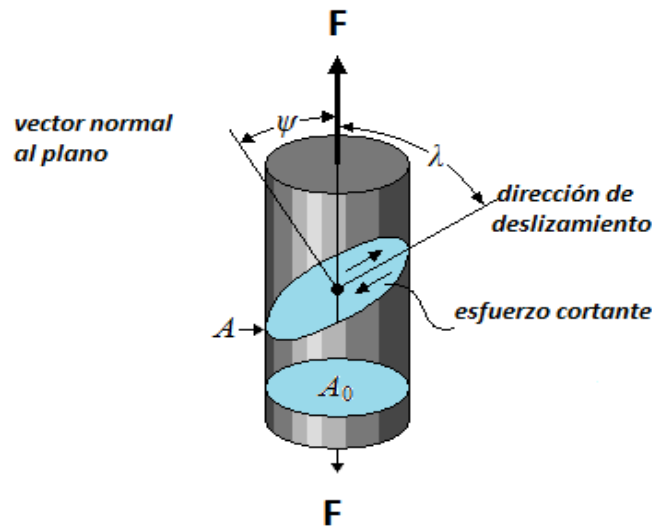


FIGURA 3.2 probeta de monocristal sujeta a tracción

El esfuerzo cortante crítico  $\tau_{crss}$  representa la magnitud del esfuerzo necesario para que comience el deslizamiento en el monocristal la ecuación 2 define su valor

$$\tau_{crss} = \frac{P_f}{A_p} \quad (3.2)$$

Donde:

$$P_f = F \cdot u = F \cos \lambda \quad (3.3)$$

$$A_p = \frac{A}{\cos \psi} \quad (3.4)$$

Sustituyendo los resultados de las ecuaciones 3.3 y 3.4 en la ecuación 3.2 se obtiene la ley de Schmid en forma escalar. El valor  $m$  se define como el factor Schmid.

$$\tau_{crss} = \frac{F \cos \lambda}{\frac{A}{\cos \psi}} = \frac{F}{A} \cos \psi \cos \lambda = \sigma \cos \psi \cos \lambda = m \sigma \quad (3.5)$$

### 1.1.4 Diferencias entre maclaje y deslizamiento

El deslizamiento y el maclaje difieren en

- La cantidad de movimiento: en el deslizamiento, los átomos se mueven un número entero de espaciamiento interatómico, en tanto que en el maclaje los átomos se mueven cantidades fraccionarias, dependiendo de su distancia desde el plano de maclaje.
- La apariencia microscópica: el deslizamiento aparece como líneas delgadas, en tanto que el maclaje aparece como líneas o bandas anchas.
- La orientación reticular: en el deslizamiento hay muy poco cambio en la orientación reticular, y los escalones son visibles sólo en la superficie del cristal. Si los escalones se eliminan por pulido, no habrá evidencia de que ha habido deslizamiento. Sin embargo, en el maclaje como hay diferente orientación reticular en la región maclada, la eliminación de los escalones por pulido superficial no destruirá la evidencia del maclaje. Adecuadas soluciones de ataque, sensibles a las diferencias en orientación, revelaran la región maclada.
- 

### 1.1.5 Material policristalino

El material comercial está siempre formado de granos policristalinos, cuyos ejes cristalinos se orientan al azar. Cuando un material policristalino está sujeto a cargas, el deslizamiento empieza primero en aquellos granos en que el sistema de deslizamiento se halla más favorablemente situado respecto a la carga o fuerza aplicada. Como se debe mantener el contacto en las fronteras de grano, podrían necesitarse la acción de más de un sistema de deslizamiento. La rotación hacia el eje de la tensión coloca otros granos, al principio menos favorablemente orientados, en una posición donde ahora se pueden deformar. Conforme avanza la deformación y la rotación, cada grano tiende a alargarse en la dirección de flujo. Después de cierta cantidad de deformación, la mayoría de los granos tendrán un plano cristalino en particular en la dirección de deformación. El material muestra ahora una orientación preferente, lo que resultara en propiedades un poco distintas, dependiendo de la dirección de medición.

Un metal de grano fino en el que los granos están orientados al azar poseerá propiedades idénticas en todas direcciones, para un metal con orientación de granos preferente tendrá propiedades direccionales. [12]

### **Efecto del trabajo en frío sobre las propiedades**

Cuando un cristal se deforma, hay alguna distorsión de la estructura reticular. La deformación es mayor sobre los planos de deslizamiento y fronteras de grano y aumenta a mayor deformación.

Esto se manifiesta con un incremento en resistencia para una deformación posterior. El material sufre endurecimiento por trabajo en frío. Uno de los aspectos notorios de la deformación plástica es que el esfuerzo necesario para iniciar el deslizamiento es menor que el requerido para continuar la deformación en planos subsecuentes. Independientemente de la deformación de la estructura reticular, el apilamiento de dislocaciones contra obstáculos y la interferencia de dislocaciones en los planos de deslizamiento que se cortan incrementan la resistencia a ulterior deformación.

En realidad los cristales suelen contener redes complejas de líneas de dislocaciones interconectadas, al igual que otros defectos e impurezas en la red cristalina. Cuando las dislocaciones se empiezan a mover, sus extremos permanecen ligados a otras partes de la red o a otros defectos e impurezas de la red cristalina. Cuando las dislocaciones se empiezan a mover, sus extremos permanecen ligados a otras partes de la red o a otros defectos. Debido a que los extremos están anclados, los planos de deslizamiento activos nunca pueden liberarse de sus dislocaciones de deslizamiento; de hecho, las dislocaciones en el plano se multiplican cuando el plano se desliza. Como la facilidad con que una dislocación se mueve de un lado a otro del plano de deslizamiento es indicación de la ductilidad del material, sugiere que los materiales pueden hacerse más duros si se colocan varios obstáculos en el camino de las dislocaciones. Como las dislocaciones se apilan en las fronteras de grano, los metales pueden, de alguna manera, ser endurecidos, reduciendo el tamaño de los granos.

Una aleación introduce átomos extraños que distorsionan el cristal localmente, alrededor de ellos, y estas distorsiones locales ofrecen resistencia al movimiento de una dislocación cercana. En el endurecimiento producido por varios procesos como la forja o el laminado, los obstáculos son paradójicamente las propias dislocaciones. Cuando el número de dislocaciones en el metal trabajado en frío llega a ser suficientemente grande, aquéllas que se mueve a lo largo de los planos de deslizamiento que se cortan obstruyen a otras su movimiento. [12]



El trabajo en frío se refiere a la deformación plástica que se lleva a cabo a una temperatura homologa descrita por la relación.

$$Th = \frac{T}{Tf} \quad (3.6)$$

Donde:

$Th$  = temperatura homóloga

$T$  = temperatura

$Tf$  = temperatura de fusión

Por lo tanto si la temperatura homologa tiene un valor menor a 0.3 se habla de un trabajo en frio (cold) si el valor es mayor a 0.6 sería un trabajo en caliente (hot), para valores intermedios algunos autores utilizan el termino (warm) o trabajo tibio pero este término no es totalmente aceptado.

Todas las propiedades de un metal que dependen de la estructura reticular se ven afectadas por el trabajo en frío. La resistencia a la tracción y la dureza aumentan mientras que la ductilidad representada por el porcentaje de alargamiento, disminuye.

### Anisotropía

Durante la deformación plástica de los metales es usual que el material adquiera una orientación dentro de su microestructura (ya sea en la morfología de los granos que la componen o bien en su estructura cristalina), lo cual modifica el valor de las propiedades mecánicas, físicas e incluso químicas según la dirección que se analiza. En el caso de una orientación morfológica de los granos, su forma será la responsable del comportamiento anisotropico dentro del metal; por otra parte, la orientación en la estructura cristalina de los granos se conoce como textura y es la responsable de tal comportamiento

## 3.2 Laminado

El laminado es el proceso de reducir el espesor de una pieza larga mediante fuerzas de compresión aplicadas a través de un juego de rodillos que giran en sentido opuesto [12]

### 3.2.1 Laminado plano

En la imagen 3 se muestra una ilustración esquemática del proceso de laminado plano. Una cinta de espesor  $h_0$  entre el espacio de laminación donde un par de rodillos en rotación la reduce a un espesor  $h_f$ .

La velocidad superficial de los rodillos es  $V_r$  la velocidad de la tira se incrementa de su valor de entrada  $V_0$  a través del espacio de laminado, de la misma manera que un fluido se ve obligado a moverse más rápido al pasar por un canal convergente.

La velocidad de la cinta es máxima a la salida del espacio de laminación; se identifica como  $V_f$  dado que la velocidad superficial del rodillo es constante, existe un deslizamiento relativo entre el rodillo y la cinta a lo largo del arco de contacto en el espacio de laminación,  $L$ .

En un punto a lo largo del tramo de contacto, conocido como el punto neutro o punto de no deslizamiento, la velocidad de la cinta es la misma que la del rodillo. A la izquierda de este punto, el rodillo se mueve más rápido que la cinta; a la derecha del mismo la cinta se mueve con mayor velocidad que el rodillo. Por tanto, las fuerzas de fricción que se oponen al movimiento actúan sobre la cinta según se muestra en la imagen 3b

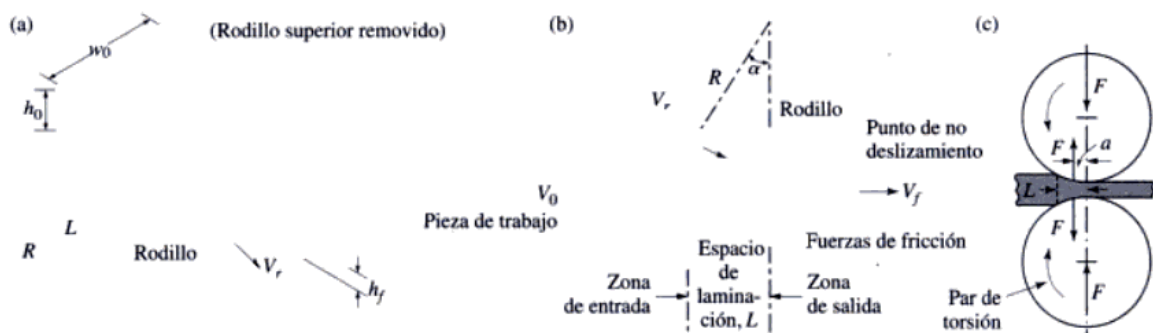


FIGURA 3.3 a) ilustración esquemática del proceso de laminado plano b) fuerzas de fricción que actúan sobre las superficies de la tira c) la fuerza de laminado,  $F$

### 3.3 Tratamiento térmico

Como resultado del trabajo en frío, aumenta la dureza, la resistencia a la tracción, en tanto que disminuye la ductilidad. Se presentan un gran aumento en el número de dislocaciones.

Mientras la mayor parte de la energía utilizada en el trabajo en frío se disipa en calor, una cantidad finita se almacena en la estructura cristalina como energía interna asociada con los defectos de la red creados por la deformación. La energía almacenada del trabajo en frío en el material es en general de 1 a 10% de la energía introducida en el material.

El recocido total es el proceso mediante el cual la estructura distorsionada de la red trabajada en frío retorna a una estructura cuyo estado esté libre de dislocaciones por medio de la aplicación de calor. Este proceso se efectúa

totalmente en el estado sólido y generalmente le sigue un enfriamiento lento en el horno desde la temperatura deseada. [11]

El proceso de recocido puede dividirse en tres etapas: recuperación, recristalización y crecimiento de grano.

### **3.3.1 Recuperación**

En principio, éste es un proceso a baja temperatura y los cambios producidos en las propiedades no dan lugar a un cambio apreciable en la microestructura. La principal aplicación del calentamiento en la etapa de recuperación es la de aliviar tensiones internas de las aleaciones trabajadas en frío para hacer mínima la distorsión producida por esfuerzos residuales.

Durante la recuperación se suministra suficiente energía térmica como para permitir el reordenamiento de las dislocaciones en configuraciones de menor energía. La recuperación de muchos metales trabajados en frío genera una estructura de subgranos con límites de grano de ángulo pequeño. El proceso de recuperación se da por poligonización y es un cambio estructural que precede a la recristalización. La energía interna del metal recuperado es menor que la del estado del trabajo en frío, puesto que se anulan dislocaciones o se colocan en configuraciones de menor energía mediante el proceso de recuperación. Durante este proceso, la resistencia de un metal trabajado en frío se reduce ligeramente.

### **3.3.2 Recristalización**

Cuando se calienta un metal trabajado en frío a una temperatura suficientemente alta se nuclean nuevos granos libres de deformación en la estructura del metal recuperado e inicia su crecimiento, formando una estructura de metal recristalizado. Después de suficiente tiempo a la temperatura a la que tiene lugar la recristalización, la estructura de trabajo en frío se reemplaza completamente por una estructura de grano recristalizado.

La recristalización puede presentarse en 2 etapas:

- Recristalización primaria
- Recristalización secundaria

Se nuclean nuevos granos a partir de los límites de grano del material deformado y estos crecen sobre la estructura deformada hasta que ésta se termina. A partir de esto los límites de grano continúan creciendo pero de manera mucho más lenta. Esta etapa es conocida como crecimiento de grano. Usualmente los límites de grano cambian de manera uniforme hasta alcanzar la misma tasa de crecimiento, de ésta forma en cada fase los granos tienen aproximadamente el mismo tamaño.

La resistencia a la tracción de un metal trabajado en frío disminuye en forma importante y su ductilidad aumenta mediante un tratamiento de recocido que produce una recristalización de la estructura del metal.

Los factores importantes que afectan el proceso de recristalización en metales y aleaciones son:

1. Cantidad de deformación previa del metal
2. Temperatura
3. Tiempo
4. Tamaño de grano inicial
5. Composición

La recristalización de un metal puede tener lugar a un intervalo de temperatura y este intervalo depende de las variables anteriormente citadas. Por esto no puede hablarse de temperatura de recristalización de un metal en el mismo sentido que de temperatura de fusión de un metal puro.

### Temperatura de recristalización

El término temperatura de recristalización se refiere no a una temperatura definida debajo de la cual el proceso de recristalización no ocurrirá, sino a la temperatura aproximada a la que un material altamente trabajado en frío se recristaliza por completo en una hora. En la tabla 3.3 se enlista la temperatura

Tabla 1.3 Temperatura de recristalización de diversos metales y aleaciones.

MATERIAL	TEMPERATURA DE RECRISTALIZACIÓN °C
COBRE 99.99%	121
ALUMINIO 99.99%	79.5
ALEACIONES DE ALUMINIO	315
ACERO AL BAJO CARBONO	537
ZINC	10
ESTAÑO	-4

Se debe notar que los metales muy puros parecen tener bajas temperaturas de recristalización en comparación con metales o aleaciones impuras.

El zinc, el estaño y el plomo tienen temperaturas de recristalización inferiores a la ambiente. Esto significa que estos metales no pueden trabajarse en frío a temperatura ambiente ya que se recristalizan espontáneamente, reconstruyendo una estructura reticular libre de esfuerzos.

A mayor cantidad de deformación previa menor la temperatura necesaria para iniciar el proceso de recristalización, ya que habrá mayor distorsión y más energía interna disponible.

Al aumentar el tiempo de recocido disminuye la temperatura de recristalización. Este proceso es sensible a los cambios de temperatura más que a variaciones de tiempo a temperatura constante. [13]

### Leyes de recristalización.

1. Se necesita una cantidad mínima de deformación para que sea posible la recristalización.
2. Cuanto menor sea el grado de deformación mayor es la temperatura necesaria para producir la recristalización
3. Aumentando la temperatura de recristalización disminuye el tiempo necesario para completarla.
4. El tamaño de grano final depende principalmente del grado de deformación. A mayor grado de deformación menor será la temperatura de recocido para la recristalización y menor será el tamaño de grano recristalizado.
5. A mayor tamaño de grano inicial, mayor será la cantidad de deformación necesaria para producir una cantidad de recristalización equivalente.
6. La temperatura de recristalización disminuye al aumentar la pureza del metal. [13]

### 3.3.3 Crecimiento de grano

Los granos grandes tienen menor energía libre que los pequeños. Esto se asocia con la menor cantidad de área de frontera de grano por tanto, en condiciones ideales, el menor estado de energía para un metal sería aquél que tendría si estuviera formado por un solo cristal. Esta es la fuerza que impulsa el crecimiento de grano. Conforme la temperatura aumenta, la rapidez de crecimiento de grano es mayor. A cualquier temperatura dada hay un tamaño de grano máximo.

En consecuencia, teóricamente es posible que crezcan muy grandes, manteniendo una muestra durante largo tiempo en la región de crecimiento de grano.

### 3.3.4 Tamaño de grano

Como el recocido comprende la nucleación y el crecimiento de grano, los factores que favorecen la nucleación rápida y el lento crecimiento darán como resultado material de grano fino, y aquellos que favorecen la nucleación lenta y el crecimiento rápido darán como resultado material de grano grueso.

Los factores que determinan el tamaño final de los granos recristalizados son:

- Grado de deformación previa

Este es el factor más importante. Si se aumenta la cantidad de deformación previa, se favorecerá la nucleación y disminuirá el tamaño final de grano. Es interesante notar que, a la deformación crítica los granos crecerán a un tamaño muy grande durante el recocido. La formación de granos grandes durante la recristalización en materiales con mínima deformación se debe a los muy pocos núcleos de recristalización que se forman durante el tiempo disponible para el proceso de recristalización. Si la deformación se controla cuidadosamente a la intensidad crítica, dará como resultado, al continuar el proceso de recocido, granos muy grandes o monocristales. Esta es la base del método de deformación-recocido para producir monocristales. A mayores grados de deformación estará presente un mayor número de zonas de alta energía dando lugar a una recristalización.

- Tiempo de la temperatura de recocido

Aumentar el tiempo a cualquier temperatura superior a la de recristalización favorece el crecimiento de grano e incrementa el tamaño final del grano. [14]

### **3.4 Ensayo de tracción**

El ensayo de tracción se utiliza para evaluar la resistencia de metales y aleaciones. En este ensayo una muestra de metal se deforma a velocidad constante hasta la fractura.

#### **3.4.1 Deformación elástica y plástica**

Cuando se somete una pieza de metal a una fuerza de tracción uniaxial se produce la deformación del metal. Si el metal recupera sus dimensiones originales cuando se elimina la fuerza se considera que el metal ha sufrido una deformación elástica. Ésta se define como una deformación que desaparece instantáneamente una vez que la fuerza que la causa es retirada.

Si el metal se deforma tanto que no puede recuperar su forma inicial se habla de una deformación plástica. Durante la deformación plástica los átomos del metal se desplazan continuamente desde sus posiciones iniciales hasta nuevas posiciones. [11]

### 3.4.2 Módulo de elasticidad

En la primera parte del ensayo de tracción, el metal se deforma elásticamente. Para metales, la máxima deformación elástica suele ser inferior a 0.5 %

En general los metales y aleaciones muestran una relación lineal entre la fuerza aplicada y la deformación producida en la región elástica que se describe como Ley de Hooke:

$$\sigma(\text{tension}) = E\varepsilon(\text{deformación})(3.7)$$

Donde:

E= módulo de elasticidad o Módulo de Young

El módulo de Young está relacionado con la fuerza de enlace de los átomos del material.

El módulo mide la resistencia del material a la deformación elástica por ejemplo si se toma una barra de material y se colocan pesos iguales en sus extremos esta barra se doblara elásticamente, el grado de deformación dependerá del tipo de material de la barra por ejemplo el nylon o la madera se deforman más que el acero o el vidrio. Si el módulo del material es bajo este se deformara mucho algunas veces esto es deseable pero en la gran mayoría de las aplicaciones mecánicas la deformación no es deseable y se buscan materiales con modulo elástico alto.

### 3.4.3 Límite de cedencia

Es el esfuerzo que produce el inicio de la deformación plástica. Antes de este punto el material se deforma solo elásticamente una vez que es superado una parte de la deformación es permanente y se denomina deformación plástica.

El conocimiento del límite de cedencia es vital cuando se diseña un componente que no debe presentar deformación plástica en general se diseña dentro del límite elástico.



Pero no hay que olvidar que es de suma importancia conocer el límite de cedencia cuando se habla de forja, laminado ya que en estos procesos se busca controlar la deformación plástica.

### **Criterio de von Mises**

Las bases del criterio de von Mises (o criterio de plasticidad  $J_2$ ) fueron elaboradas por el matemático Richard von Mises (1883-1953). Dichas bases están sustentadas en consideraciones teóricas. El resultado de ellas es que la cedencia debe alcanzarse cuando el segundo invariante del desviador de esfuerzos alcanza un valor constante crítico.

$$J_2 = s_{ij}s_{ij} = 2k^2(3.8)$$

Donde  $s_{ij}$  es el desviador de esfuerzos, el criterio de von Mises establece que la cedencia se alcanza cuando el esfuerzo cortante octaédrico adquiere un valor, característico para cada material.

Una vez que el material haya alcanzado el lugar geométrico de la fluencia, este comienza a deformarse plásticamente, de tal forma que dicha deformación se vuelve permanente.

Si la forma o posición de la curva de fluencia cambia el proceso de deformación, se dice que depende de la historia completa de la deformación plástica. De lo contrario, se define como sólido elástico perfectamente plástico a aquel sólido que una vez alcanzado el punto de cedencia, no requiere de una carga mayor para seguir deformando plásticamente.

### **3.4.4 Resistencia a la tracción**

Es el cociente obtenido al dividir la carga máxima por la sección transversal de la probeta.

$$\sigma_u = \frac{P_{max}}{A_0}(3.9)$$

Esta resistencia puede ser considerada en los metales dúctiles como una medida del máximo esfuerzo que se alcanza en la curva esfuerzo-deformación. Si la probeta desarrolla una reducción localizada de la sección transversal aumenta más rápidamente que la resistencia, a partir de aquí solamente se deforma esta zona de la probeta y por ende el esfuerzo disminuye hasta llegar a un punto donde el área se ha reducido al grado de no soportar la carga y se produce la fractura de la probeta.

### 3.4.5 Tenacidad

Representa la capacidad para absorber energía en el campo plástico, una forma de cuantificarla es considerando el área total bajo la curva esfuerzo-deformación, esta área es una indicación del trabajo total que puede realizarse en el material sin que se produzca fractura, por unidad de volumen.

El ensayo de tracción también resulta útil para visualizar características del endurecimiento por deformación que presenta el material y propiedades relativas a su ductilidad tales como el incremento en la longitud y reducción del área transversal. [14]

### 3.4.6 Curva ingenieril esfuerzo-deformación

A partir del ensayo de tracción convencional se obtiene la curva esfuerzo-deformación ingenieril cuyos puntos representan la medida de la carga aplicada y elongación sufrida por la probeta. El esfuerzo ingenieril ( $s$ ) usado en esta curva muestra los esfuerzos aplicados longitudinalmente a la probeta a lo largo del ensayo y se obtiene dividiendo la carga ( $P$ ) entre el área inicial ( $A_0$ )

$$s = \frac{P}{A_0} \quad (3.10)$$

La deformación ( $e$ ) utilizada en la curva ingenieril es un promedio de la deformación lineal la cual se obtiene dividiendo la elongación sufrida por la probeta ( $\delta$ ) entre su longitud inicial ( $L_0$ )

$$e = \frac{\delta}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (3.11)$$

La forma y magnitud de la curva esfuerzo-deformación ingenieril en un metal depende de diversos factores tales como su composición, tratamientos térmicos aplicados antes y después de la deformación plástica, velocidad de deformación, temperatura y el estado de esfuerzos generados durante el ensayo.

En general, la curva esfuerzo-deformación ingenieril se compone de una zona elástica donde ambos parámetros guardan una proporción lineal; cuando el esfuerzo excede el valor correspondiente al esfuerzo de fluencia se entra en una zona de deformación plástica donde el esfuerzo requerido para continuar deformando el material aumenta conforme aumenta la deformación. Cabe destacar que hasta este punto de la deformación a lo largo de la probeta se considera uniforme y hay una reducción del área transversal proporcional al

aumento de la longitud de la probeta. Al llegar al punto de esfuerzo máximo, en una zona específica de la probeta se da la formación del cuello.

La curva esfuerzo-deformación ingenieril, al estar basada completamente en las dimensiones iniciales de la probeta no proporciona una verdadera indicación de las características de deformación del material ya que sus dimensiones cambian constantemente durante la prueba. [15]

#### 3.4.6 La curva de esfuerzo –deformación “verdadera”

Cuando se analizan grandes deformaciones plásticas en los metales es necesario introducir el concepto de esfuerzo verdadero y deformación verdadera que ocurren en las probetas de tracción.

$$\sigma = \frac{\text{Fuerza}}{\text{Área}} \quad (3.12)$$

El esfuerzo verdadero  $\sigma$  se define como la carga aplicada dividida entre el área de la sección transversal de la probeta se debe tomar en cuenta que esta disminuye durante la prueba por lo que el esfuerzo verdadero es diferente del esfuerzo ingenieril.

Mientras que la deformación verdadera  $\varepsilon$  se define como un incremento  $\delta l$  igual a la relación  $\delta l/l$  donde  $\delta l$  es el incremento de la longitud. De esta forma la deformación verdadera producida por el cambio de longitud de  $l_0$  a  $l$  durante el ensayo de tracción es:

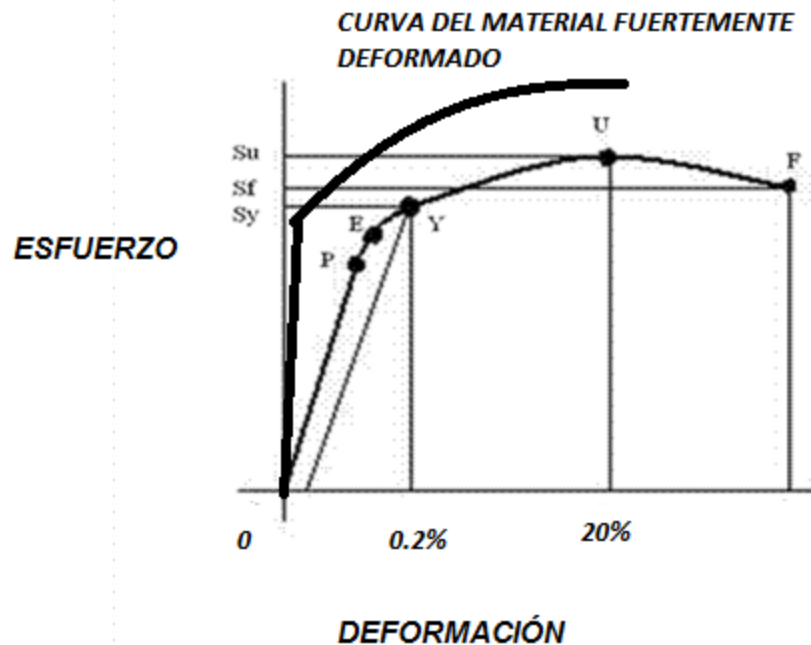
$$\varepsilon = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) = \ln(1 + e) \quad (3.13)$$

Como la deformación se continúa hasta la región plástica el esfuerzo verdadero se incrementa progresivamente. La deformación verdadera por otra parte es progresivamente menor que la deformación ingenieril en el ensayo de tracción.

La línea OP en la figura 3.4 representa la relación lineal de la zona elástica donde P representa el límite de la zona elástica. La región elástica generalmente se extiende un poco más hasta el punto E donde se marca el inicio de la deformación plástica. La propiedad de endurecimiento por deformación requiere que el esfuerzo se incremente con la deformación en la

zona plástica pero la pendiente de la curva esfuerzo-deformación se reduce progresivamente mientras que la deformación se incrementa hasta la fractura que ocurre en el punto F.

FIGURA 3.4 Curva esfuerzo-deformación



En términos del esfuerzo y deformación ingenieril, el esfuerzo verdadero se puede representar de la siguiente manera:

$$\sigma = s(e + 1) \quad (3.14)$$

Sin embargo la expresión anterior es válida solamente para la zona previa a la formación del cuello, ya que en ella se considera el volumen y la homogeneidad en la deformación constantes a lo largo de toda la probeta.

### 3.5 Ensayo de dureza

La dureza es la oposición que ofrecen los materiales a la penetración, la abrasión, el rayado, la cortadura, las deformaciones permanentes. Existen diferentes métodos de calcular la dureza, la variedad de estos métodos y el diferente concepto físico en el que estos se basan dificulta la elaboración de una definición común de la dureza como propiedad mecánica. En diferentes métodos y con variadas condiciones de realización de los ensayos, los números

de dureza pueden caracterizar las propiedades elásticas, de resistencias a pequeñas o grandes deformaciones plásticas y de resistencia de los materiales.

Por la amplitud de su utilización, los ensayos de dureza compiten con los ensayos más difundidos de tracción estática. Esto se explica por su simplicidad y alto rendimiento, por la no destrucción de la muestra, la posibilidad de valorar las propiedades de los diferentes componentes estructurales y capas finas en un área de poca extensión, por establecer la relación entre los resultados de la prueba de dureza y los datos de otros métodos de ensayo. Al medir la dureza en la capa superficial de la probeta bajo el indentador se presenta un estado de esfuerzos complejo.

Por esta razón es posible la obtención de estados plásticos y la posibilidad de obtener un valor numérico para la dureza prácticamente de todos los materiales.

Los métodos existentes de determinación de la dureza se distinguen unos de otros por la forma del indentador usado, por las condiciones de aplicación de la carga y por el método de calcular la dureza.

En todos los procedimientos de ensayo de dureza es muy importante preparar la capa superficial de la muestra. Los defectos superficiales deben ser eliminados. Las exigencias de calidad en la superficie dependen del indentador empleado y de la magnitud de la carga que se aplica. Cuanto menor sea la profundidad de la penetración del indentador, tanto más limpia debe estar la superficie de ensayo.

La carga tiene que aplicarse por el eje del indentador que penetra, orientándose perpendicularmente a la superficie que se ensaya. Para que estas condiciones se cumplan, el plano de la superficie en ensayo de la muestra deberá ser paralelo a la superficie de apoyo.

Los resultados de los ensayos de dureza dependen de la duración de la aplicación de la carga al indentador de penetración y de la duración del mantenimiento de este bajo la carga.

Los métodos de obtención de la dureza más comunes son:

- Brinell
- Vickers
- Rockwell
- Microdureza

En este trabajo se utilizó el método de microdureza que se explica a continuación.

### 3.5.1 Microdureza

El método de microdureza se emplea para determinar la dureza de volúmenes del material muy pequeños. Se utiliza para medir la dureza de pequeñas piezas, alambres, cintas, capas superficiales y recubrimientos finos, etc. Su fin principal consiste en la valorización de la dureza de fases separadas o estructuras de los componentes en las aleaciones así como también de las diferencias de la dureza en distintas partes de los componentes. [3]

La muestra en muchas ocasiones se monta en resina para facilitar su manipulación y observación. El penetrador es un diamante que fue cuidadosa y finamente pulido, y que tiene la misma forma piramidal de base cuadrada como para la dureza Vickers, pero mucho más pequeño.

El número de microdureza  $HV$  se determina por la formula:

$$HV = \frac{1.8544P}{d^2} \left[ \frac{Kgf}{mm^2} \right] (3.15)$$

Donde:

- $P$  es la carga en Kgf
- " $d$ " es la diagonal de la huella en milímetros

Es necesario considerar que  $d^2/1.854$  es el área de la superficie lateral de la huella dejada por la pirámide.

Al medir la microdureza la distancia entre los centros de las huellas vecinas no debe ser menor que el doble de la diagonal de la huella mayor. Tal debe ser también la distancia que existe desde el centro de la huella hasta el extremo de la muestra. El largo de la diagonal de la huella no debe ser mayor que una vez y medio el espesor de la muestra.

Prácticamente el método de microdureza es una variante del método Vickers y se distingue de él solo por el uso de cargas menores, respectivamente de menores dimensiones de la huella. Este tipo de ensayos han sido relevantes en años recientes debido a las diversas aplicaciones de este método como identificar propiedades como el módulo de Young, límite elástico, el exponente de endurecimiento por deformación, etc.

Muchas de las aplicaciones de la indentación instrumentada están limitadas por complicaciones en la clara interpretación de los resultados de la indentación, alguna de estas complicaciones yacen por ejemplo en los efectos de "pile-up" y/o "sink-in" (abultamiento y/o hundimiento) del material alrededor del indentador, que se presentan debido a las propiedades plásticas del material.

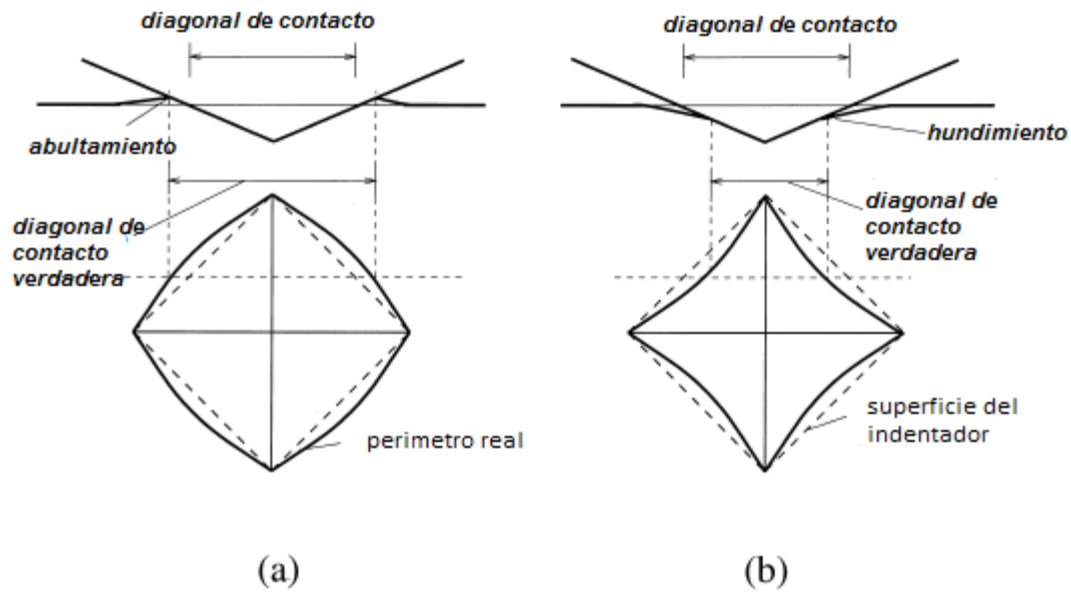
En materiales con bajo endurecimiento por deformación el material desplazado plásticamente tiende a subir por las caras del indentador (pile-up) debido a la incompresibilidad de la deformación plástica.

Como resultado tenemos una forma abarrilada en la huella del indentador como se muestra en la figura 3.5(a), por otra parte en materiales con alto endurecimiento por deformación la región plástica deformada es desplazada hacia fuera del indentador por lo que el resultado es una periferia como el de la figura 3.5(b).

Debido a los efectos pile-up o sink-in se presentan diferencias significativas entre el área de contacto verdadera, que se ve modificada por los mismos efectos durante la indentación y la aparente área de contacto que se observa después de la indentación.

El conocimiento de la relación entre la carga de indentación y el área de contacto verdadera es esencial para encontrar las propiedades mecánicas desde la indentación instrumentada. [16]

FIGURA 3.5 Efecto pile-up, sink up en el ensayo de dureza.







## 4 Relación entre el ensayo de tracción y el ensayo de dureza

---

La dureza Vickers es ampliamente usada para evaluar las propiedades mecánicas de los metales ya que es una técnica de prueba muy simple.

Tabor sugirió un método en el cual la región plástica de la curva esfuerzo verdadero-deformación verdadera puede ser determinada por mediciones de dureza. Este método se basa en el hecho de que hay una similitud entre la curva esfuerzo-deformación y la curva obtenida cuando la dureza Meyer es medida en un número de muestras sometidas a una creciente cantidad de deformación plástica.

Sin embargo el método ha mostrado dar buenos resultados para varios metales por lo que se tiene en consideración este método para obtener valores de deformación cuando no es posible realizar un ensayo de tracción. El esfuerzo real es obtenido de la ecuación:

$$P_m = C\sigma_0 = 3\sigma_0(4.1)$$

Donde se considera que  $\sigma_0$  es el esfuerzo a un valor dado de deformación verdadera. Tabor en 1948 realizó experimentos de dureza Vickers con resultados que se muestran en la tabla 4.1

Tabla 1.1 Relación descrita por Tabor para algunos metales y aleaciones.

METAL	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm <sup>2</sup> )	P(kg/mm <sup>2</sup> )	P/ $\sigma_{0.2}$
ALUMINIO	12.3	39.5	3.2
COBRE	27	88	3.2
ACERO	70	227	3.2

En estos experimentos el encontró que la presión media bajo el indentador [P] es independiente de la carga y los resultados muestran que para algunos metales la relación entre P y  $\sigma_{0.2}$  es aproximadamente constante y tiene un valor aproximado de  $3.2\sigma_{0.2}$  el valor teórico es de  $3\sigma_{0.2}$ .

El valor de 3.2 que se presenta en la tabla es debido a la fricción y a que los experimentos se realizaron teniendo como base un modelo de aproximación de dos dimensiones. Esta discrepancia esta mucho más marcada cuando los indentadores tienen forma cónica o piramidal con semiángulos pequeños. [17]

Estos experimentos muestran que la presión media se incrementa conforme el semiángulo disminuye. Para el modelo de dos dimensiones se presenta una reducción de la presión conforme se reduce el ángulo. Parecería que este efecto no sería atribuible solamente a la fricción entre el indentador y el material a indentar. Por lo tanto cuando el efecto de la fricción se reduce al mínimo no hay signos de que la presión disminuye conforme disminuye el ángulo.

Si la punta del indentador es geoméricamente perfecta se puede considerar como la porción de una esfera con un radio de valor prácticamente cero. Por lo tanto cuando toca la superficie produce flujo plástico para cargas pequeñas. Una vez que la penetración comienza es constante en cuanto a la forma y en el patrón del flujo plástico no cambia sin importar el tamaño de la indentación. Consecuentemente la presión de indentación no depende del tamaño de la indentación y por lo tanto es independiente de la carga.[17]

#### 4.1 Ley de Meyer

La ley de Meyer es una relación empírica entre la carga y el tamaño de la huella de indentación para indentadores esféricos, afirma que para una esfera de diámetro fijo, si W es la carga y d es el diámetro de la indentación

$$W = kd^n(4.2)$$

Donde k y n son constantes del material examinado, el valor de n es por lo general de entre 2 y 2.5

Para materiales que no han sido endurecidos por deformación el valor es de 2.5 para materiales con trabajo en frio el valor es cercano a 2

### 4.1.2 Ley de Kick

$$p = Kh^2(4.3)$$

Donde:

$p$  = Carga de indentación

$h$  = Profundidad de penetración

$K$  = Constante que depende de la geometría del indentador y las propiedades mecánicas del material.

Con la utilización de la ley de Kick se logró obtener un promedio de valores de las curvas de carga-profundidad para cada grupo de huellas y así obtener una curva carga-profundidad promedio que servirá para compararla con la curva carga-profundidad obtenida de la simulación de elemento finito para el ensayo de indentación.

En este momento se pueden comparar los datos de dureza calculados por el durómetro, la dureza obtenida por la medición de las diagonales de las huellas de indentación y también se calculará la dureza dada por la curva carga-profundidad de la simulación de elemento finito.

### 4.2 Indentación de metales endurecidos por deformación

Es relativamente simple aplicar las conclusiones anteriores a los metales que son sometidos a endurecimiento por deformación como resultado de la indentación. Se asume que existe un esfuerzo de cedencia  $\sigma_{0.2}$  que está relacionada con la presión media por una relación  $P=c\sigma_{0.2}$  donde para los indentadores Vickers se tiene un valor para  $c$  de 3.3, de la geometría de la pirámide, esto significa que el número de dureza Vickers  $H_v$  cumple con

$$Hv = C\sigma_{0.2} (4.4)$$

Donde  $c$  tiene un valor de 2.9 o 3 si se compara la curva esfuerzo-deformación de metales con su valor de dureza Vickers en varios puntos del proceso de endurecimiento por deformación. [17]

Los resultados obtenidos por Tabor en 1948 se muestran en la tabla 4.1 en estos experimentos la medición de la dureza Vickers se realizó en metales fuertemente deformados ( $\epsilon_0$ )

El esfuerzo de cedencia  $\sigma_{0.2}$  corresponde a una deformación de  $(\epsilon_0 + 8)$  % que se determino por las curva de esfuerzo-deformación.

Tabla 4.2 Resultados obtenidos por Tabor en materiales con una deformación de 8%

METAL	DEFORMACIÓN INICIAL ( $\epsilon_0$ %)	$\epsilon = (\epsilon_0 + 8)$	$\sigma_{0.2}$	$C\sigma_{0.2}$	Dureza Vickers
Acero	0	8	55	159	156
	6	14	62	176	177
	10	18	66	190	187
	13	21	67	194	193
Aleación de cobre	0	8	15	45	39
	6	14	20	60	58
	12.5	20.5	23.3	70	69
	17.5	25.5	25	75	75

### 4.3 La dureza Vickers y el esfuerzo de cedencia

Podemos encontrar una relación entre la dureza Vickers y el esfuerzo de cedencia. Si la curva esfuerzo-deformación verdadera de un metal lo expresamos como una relación de la forma:

$$\sigma_{0.2} = k\epsilon^n \quad (4.5)$$

El esfuerzo de cedencia  $\sigma_{0.2}$  toma el valor de

$$\sigma_{0.2} = b(1 - x) \left( \frac{x}{1 - x} \right)^x \quad (4.6)$$

Si la indentación produce una deformación de 8% el esfuerzo de cedencia representativo esta dado por  $Y=b (0.08)^x$  por lo que la dureza Vickers está dado por

$$H_v = 2.9b(0.08)^x \quad (4.7)$$

Por lo tanto la relación entre  $\sigma_{0.2}$  y  $H_v$  es

$$\frac{\sigma_{0.2}}{H_v} = \frac{1-x}{2.9} \left( \frac{12.5x}{1-x} \right)^x \quad (4.8)$$

La dureza representa solamente a un relación de esfuerzo a una deformación dada por lo tanto la dureza Vickers corresponde a un esfuerzo verdadero a una deformación verdadera del 8% en los ensayos de tracción para algunos materiales.

Sin embargo el análisis de Tabor no predice la curva de esfuerzo-deformación para el magnesio debido a la alta anisotropía en la deformación de este metal. Esto no quiere decir que la relación de Tabor no sea útil o válida pero se enfatiza el hecho de que tiene limitaciones que se deben investigar para nuevas aplicaciones.

# 5.- DESARROLLO EXPERIMENTAL

---

El desarrollo de esta tesis se realizó en varias etapas comenzando con la obtención de las probetas, para lo cual se necesitó realizar:

- Laminado en frío
- Maquinado de probetas de tracción
- Tratamiento térmico

Una vez obtenidas las probetas se continuó con:

- Ensayo de tracción
- Simulación por el método de elemento finito
- Ensayo de dureza

Se debe hacer notar que la obtención de la aleación utilizada en estos experimentos no es parte del desarrollo experimental ya que el lingote fue fundido en la planta de Mahle de México S.A de C.V.

A continuación se explicará más detalladamente cómo se llevó a cabo cada paso del desarrollo experimental.

## 5.1 Laminado de la aleación SAE 788

Con la finalidad de conocer la manera como se presenta el fenómeno de endurecimiento por trabajo en frío para esta aleación SAE 788 se aplicó un proceso de laminado al lingote original.

En el proceso de laminado se utilizó una laminadora dúo reversible a una velocidad de 15.24 [m/min] Partiendo de un planchón delgado de espesor 9.5 [mm], se aplicaron reducciones del 10% hasta llegar a las deformaciones de Von Mises deseadas 2.5, 3.0 y 3.5.

Para la obtención teórica de las medidas finales para la deformación deseada se utilizó la ecuación de deformación de Von Mises.

$$\varepsilon_{VM} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h_0}{h_f} \quad (5.1)$$

Donde:

- $\varepsilon_{VM}$  = la deformación de Von Mises
- $h_0$  = el espesor inicial
- $h_f$  = el espesor final

Después de despejar la ecuación se obtiene lo siguiente:

$$h_f = \frac{h_0}{\exp\left(\frac{\sqrt{3} \varepsilon_{VM}}{2}\right)} \quad (5.2)$$

Los espesores finales para cada deformación son:

Tabla 5.1 Espesores finales

Deformación	[mm]
$\varepsilon=2.5$	hf=1.08
$\varepsilon=3$	hf=.7
$\varepsilon=3.5$	hf=.45

Los pasos para obtener los espesores necesarios fueron los siguientes:

1. Medir el espesor inicial del lingote 9.5 [mm]
2. Ajustar los rodillos al tamaño del lingote, es decir, pasar el lingote sin obtener ninguna reducción
3. Ajustar el equipo para obtener reducciones de 10% hasta lograr el espesor deseado.

Debido a que la reducción del espesor produce un alargamiento y muy poco ensanchamiento debido a los efectos de la fricción entre los rodillos y el material, se obtuvieron grietas en las orillas del material que se consideró como desecho.



## **5.2 Maquinado de probeta de tracción**

Después de la obtención de las deformaciones deseadas en cada una de las láminas, se retiró todo el metal de desecho con ayuda de una cizalla y tijeras. Se cortaron piezas rectangulares con dimensiones de 2 [cm] por 11 [cm]

Para maquinar las probetas se utilizó una fresa de control numérico que provee una gran precisión dimensional.

Se obtuvieron 24 láminas, 6 por cada deformación de las cuales la mitad de ellas recibieron un tratamiento térmico.

## **5.3 Tratamiento térmico**

El tratamiento térmico aplicado a las probetas fue un recocido a 300 °C durante 1 hr. para cada una de las deformaciones, para controlar la temperatura de las probetas se soldaron termopares en cada una de estas y así determinar la temperatura individual en tiempo real. [18]

## **5.4 Ensayos de tracción**

La primera parte de trabajo fuera de los preparativos son los ensayos de tracción.

Las probetas fueron ensayadas en una máquina de pruebas universal marca SHIMADZU™ geometría de la probetas se realizaron de acuerdo a la norma ASTM E8M-00

En la tabla 5.2 se describe las probetas usadas en la prueba, solo se utilizaron 18 probetas de las cuales se utilizaron tres probetas para cada deformación

Tabla 5.2 Probetas usadas en la prueba

PROBETA	NOMBRE	DEFORMACIÓN	TRATAMIENTO TERMICO	ANCHO[mm]
1	1_1	2.5	STT	1.08
2	1_2	2.5	STT	1.08
3	1_3	2.5	STT	1.08
4	1_4	2.5	RECOCIDO	1.08
5	1_5	2.5	RECOCIDO	1.08
6	1_6	2.5	RECOCIDO	1.08
7	2_1	3	STT	.7
8	2_2	3	STT	.7
9	2_3	3	STT	.7
10	2_4	3	RECOCIDO	.7
11	2_5	3	RECOCIDO	.7
12	2_6	3	RECOCIDO	.7
13	3_1	3.5	STT	.45
14	3_2	3.5	STT	.45
15	3_3	3.5	STT	.45
16	3_4	3.5	RECOCIDO	.45
17	3_5	3.5	RECOCIDO	.45
18	3_6	3.5	RECOCIDO	.45

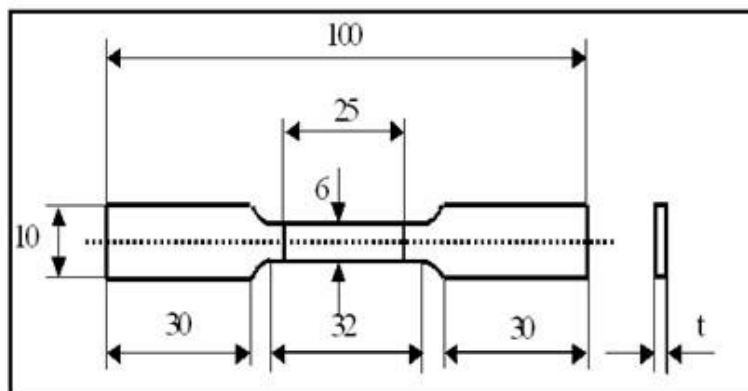


FIGURA 5.1 Esquema de una probeta de tracción

## 5.5 Ecuación de Johnson-Cook

La ecuación de Johnson-Cook es un modelo constitutivo que intenta describir el comportamiento plástico de los materiales en función de la deformación, la velocidad de deformación y la temperatura a la que está sometido el material. Estos modelos se definen a partir de unos parámetros que se obtienen por procedimientos experimentales a diferentes velocidades de deformación y temperaturas.

Este modelo se utilizó debido a la facilidad con que se podía utilizar los datos obtenidos del ensayo de tracción para dar valores a la simulación de elemento finito en ABAQUS™.

Este modelo se desarrolló para materiales que están sometidos a grandes deformaciones, altas velocidades de deformación y a altas temperaturas.

$$\sigma^0 = [A + B(\varepsilon^{pl})^n](1 - \theta^m) \quad (5.3)$$

Donde:

$\varepsilon^{pl}$  = la deformación plástica

$A, B, n, m$  = parámetros del material medidos en o por debajo de la temperatura de transición  $\theta_{transición}$  y  $\theta$  es una temperatura adimensional definida por:

$$\theta = \left\{ \begin{array}{lll} 0 & \text{para} & \theta < \theta_{transición} \\ \frac{\theta - \theta_{transición}}{\theta_{fusión} - \theta_{transición}} & \text{para} & \theta_{transición} < \theta < \theta_{fusión} \\ 1 & \text{para} & \theta > \theta_{fusión} \end{array} \right\}$$

Donde:

$\theta$  = la temperatura actual

$\theta_{fusión}$  = la temperatura de fusión

$\theta_{transición}$  = la temperatura de transición definida como la que está en o por debajo de la temperatura donde el esfuerzo de fluencia no depende de la temperatura.

Los parámetros del material deben ser medidos a la temperatura de transición o por debajo de ella.

Para los valores de temperatura de fusión se dio un valor muy alto con la finalidad de eliminar la variable de temperatura y tener la ecuación de Johnson-Cook de una forma abreviada del tipo

$$\sigma = k(\sigma_0 + (\varepsilon^p)^n)(5.3)$$

Donde:

$k$  = constante obtenida de la estimación lineal realizada a los valores obtenidos en este ensayo de tracción

$\sigma_0$  = valor del esfuerzo a una deformación de 0.002

$\varepsilon^p$  = la deformación plástica

$n$  = constante que se obtiene de la estimación lineal

## 5.6 Análisis de elemento finito

Se realizó un análisis de elemento finito del ensayo de dureza con apoyo de la tesis "modelado del ensayo de microindentación instrumentada en tejido óseo" realizada por Edgar Nava que será de gran utilidad para relacionar el ensayo de tracción con el ensayo de dureza. Debido a que los valores obtenidos en el ensayo de tracción fueron relacionados con la ecuación de JOHNSON-COOK, estos se pueden utilizar como datos iniciales de la deformación plástica en el programa ABAQUS <sup>TM</sup>. [19]

Desde un punto de vista ingenieril, el método de elementos finitos (MEF) se origina como el método de análisis estructural de matrices de desplazamientos.

En general, hay tres fases:

1. *Pre-procesamiento*. Definir el modelo de elementos finitos y los factores ambientales que influyen en él.
2. *Solución del análisis*. Solucionar el modelo de elementos finitos.
3. *Post-procesamiento* de resultados usando herramientas de visualización.

### 5.6.1 Pre-procesamiento

El primer paso en MEF, pre-procesamiento, es construir un modelo de elementos finitos de la estructura a ser analizada. Para este trabajo es un bloque de material SAE 788 y el indentador. El objetivo principal del modelo es replicar de manera realista los parámetros importantes y características del modelo.

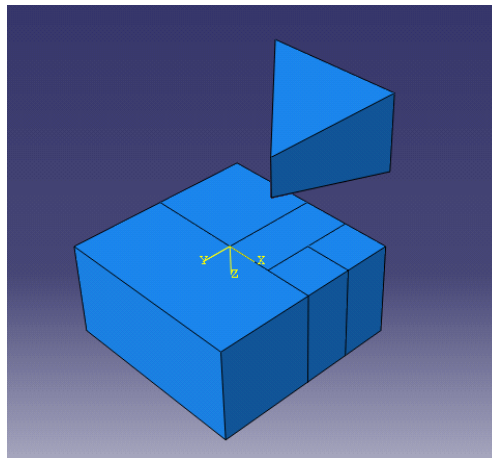


FIGURA 5.2 Representacion grafica del material estudiado y el indentador

Una vez que se ha creado la geometría, se utilizó un procedimiento para definir y dividir el modelo en "pequeños" elementos (mallado).

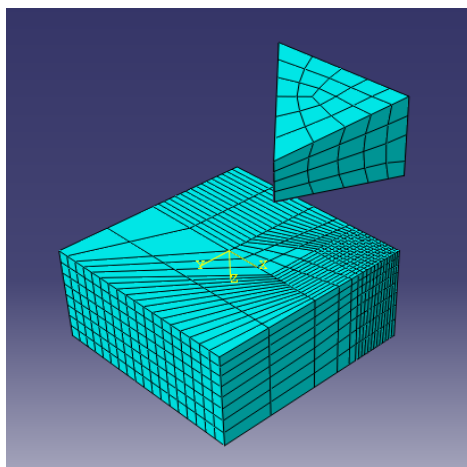


FIGURA 5.3 Mallado del modelo

En general, un modelo de elementos finitos está definido por una malla, la cual está conformada por elementos y nodos. Los nodos representan puntos en los cuales se calcula el desplazamiento. Los paquetes de MEF enumeran los nodos como una herramienta de identificación. Los elementos están determinados por conjuntos de nodos, y definen propiedades localizadas de masa y rigidez. Los elementos también están definidos por la numeración de la malla, la cual permite referenciar la correspondiente deflexión o esfuerzo para una localización específica.

### 5.6.2 Análisis

En la siguiente etapa del proceso de análisis del elemento finito se lleva a cabo una serie de procesos computacionales que involucran fuerzas aplicadas y las propiedades de los elementos de donde se produce un modelo de solución. Tal análisis estructural permite la determinación de efectos como lo son las deformaciones.

### 5.6.3 Post-procesamiento

Estos resultados entonces pueden ser estudiados utilizando herramientas visuales dentro del ambiente de MEF para ver y para identificar completamente las implicaciones del análisis. Son herramientas numéricas y gráficas que permiten la localización precisa de información como esfuerzos y deformaciones a ser identificadas.

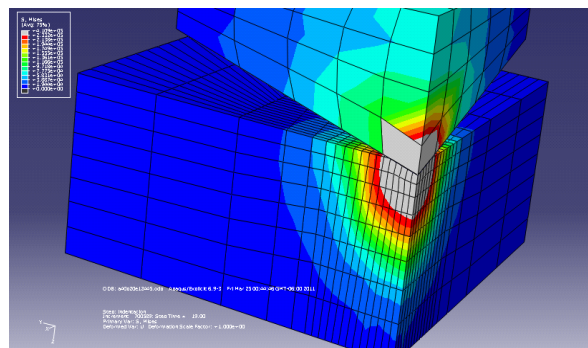


FIGURA 5.4 Indentador penetrando el bloque de material

## 5.7 Ensayo de dureza

Después de realizar el ensayo de tracción se ocupó el material de una probeta para cada deformación y para cada tratamiento termomecánico figura 5.2. Se consiguieron muestras de tres caras de la probeta para así obtener 18 muestras a las cuales se le aplicó el ensayo de microdureza; en la tabla 5.3 se desglosan los datos.

Para cada una de estas probetas se realizaron por lo menos 5 indentaciones en diferentes partes de la probeta con un indentador Nanovea™ conforme a la norma ASTM E-384-99

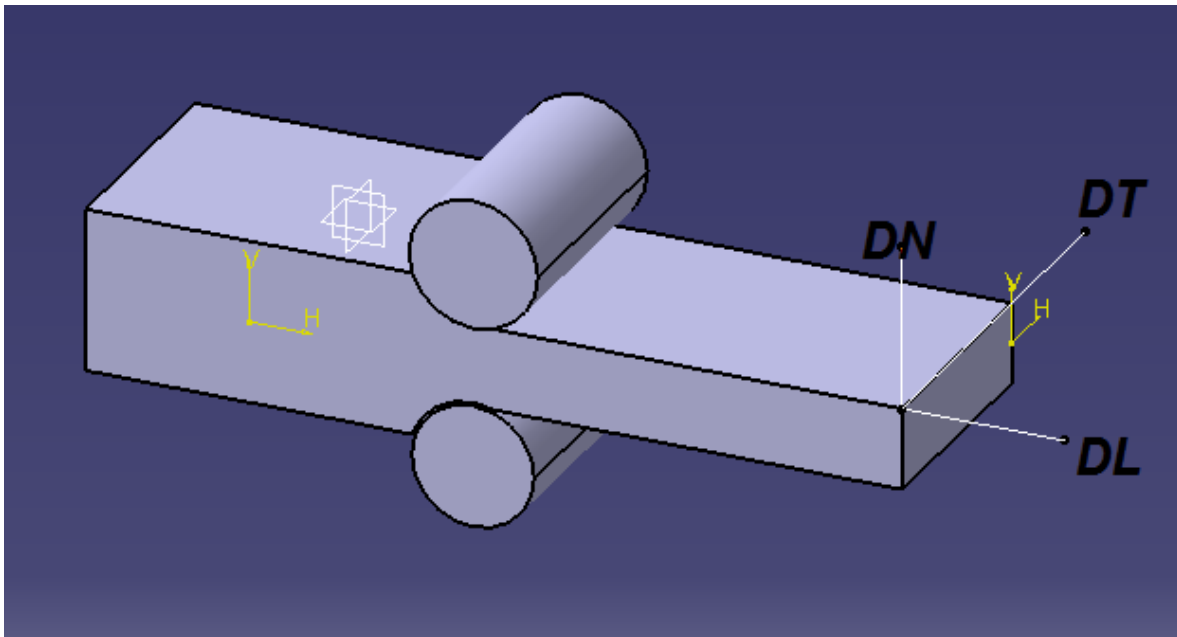


FIGURA 5.2 Caras de las probetas de tracción



Tabla 5.3 Características de las muestras

<b>Muestra</b>	<b>Deformación</b>	<b>Tratamiento Térmico</b>	<b>DIRECCION</b>
1	2.5	STT	DE LAMINADO
2	3.0	STT	DE LAMINADO
3	3.5	STT	DE LAMINADO
4	2.5	RECOCIDO	DE LAMINADO
5	3.0	RECOCIDO	DE LAMINADO
6	3.5	RECOCIDO	DE LAMINADO
7	2.5	STT	NORMAL
8	3.0	STT	NORMAL
9	3.5	STT	NORMAL
10	2.5	RECOCIDO	NORMAL
11	3.0	RECOCIDO	NORMAL
12	3.5	RECOCIDO	NORMAL
13	2.5	STT	TRANSVERSAL
14	3.0	STT	TRANSVERSAL
15	3.5	STT	TRANSVERSAL
16	2.5	RECOCIDO	TRANSVERSAL
17	3.0	RECOCIDO	TRANSVERSAL
18	3.5	RECOCIDO	TRANSVERSAL



# 6. Resultados

---

En este capítulo se mostrarán los resultados obtenidos en los ensayos de tracción y microdureza.

En este trabajo se realizaron diversos experimentos para determinar propiedades mecánicas diferentes para un solo material, la razón como ya se explicó, es buscar una relación entre éstas propiedades mecánicas y así comprobar, si para la aleación SAE 788 se cumple la relación propuesta por Tabor.

Primero se analizarán los resultados del ensayo de tracción

## 6.1 Ensayo de tracción

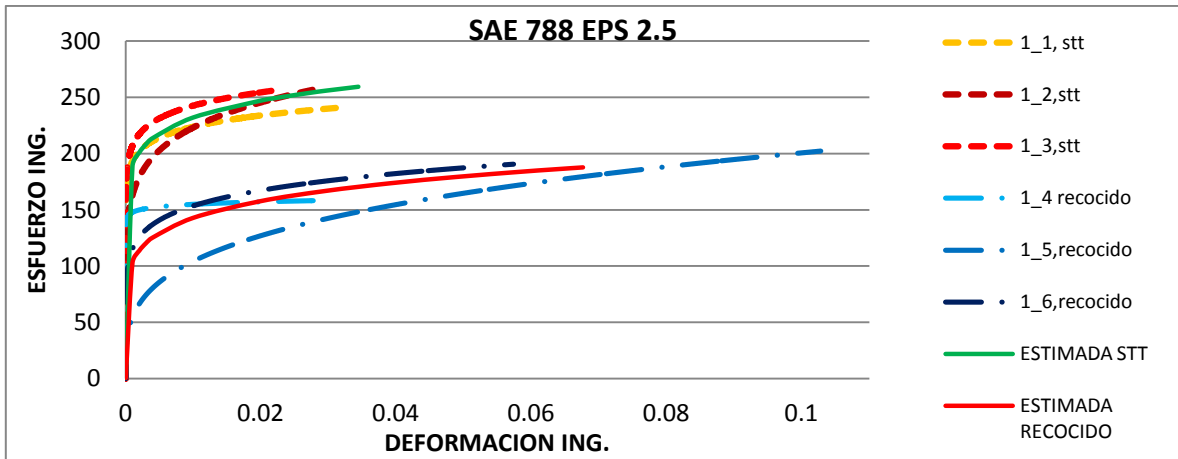
La primera parte de este trabajo se basó en el ensayo de tracción ya que es importante para obtener datos que se puedan comparar con los valores encontrados en los ensayos de dureza y además se observará la respuesta de las propiedades mecánicas entre las diferentes deformaciones y el tratamiento térmico.

Es importante recordar que en el presente trabajo se está analizando la aleación SAE 788, pero es interesante comparar la respuesta de las propiedades mecánicas con tres diferentes deformaciones de Von Mises que se aplicaron a este material así como con un tratamiento de recocido, así que para esta aleación se obtuvieron 6 tipos diferentes de probetas de las que se espera conseguir resultados diferentes entre sí

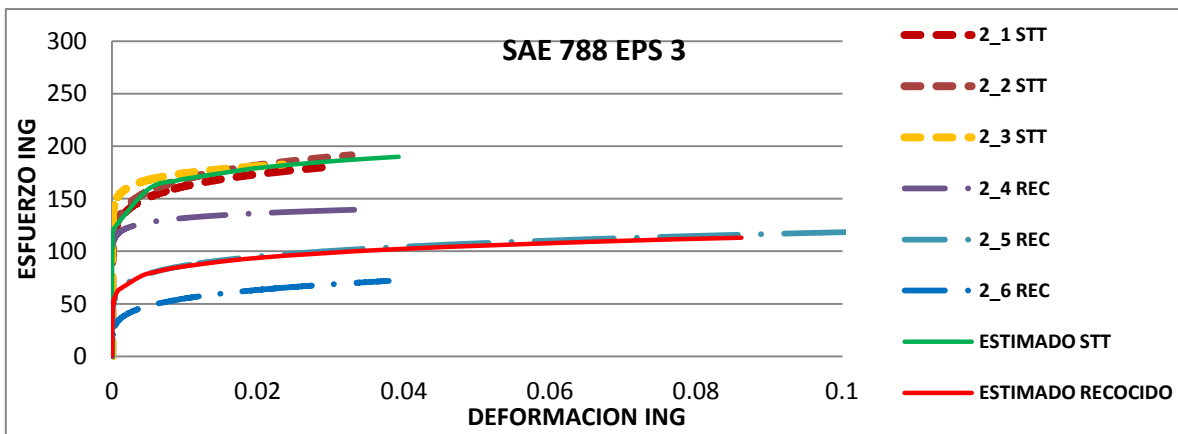
### **6.1.1 Probetas con deformación 2.5**

En la gráfica 6.1 se observa la respuesta de las tres probetas con deformación de Von-Mises de 2.5, como era de esperarse las probetas a las que no se les aplicó el tratamiento de recocido presentaron una mayor resistencia al esfuerzo que a las que si se les aplicó; sin embargo, las probetas recocidas presentaron una mayor capacidad de deformación, como se esperaba.

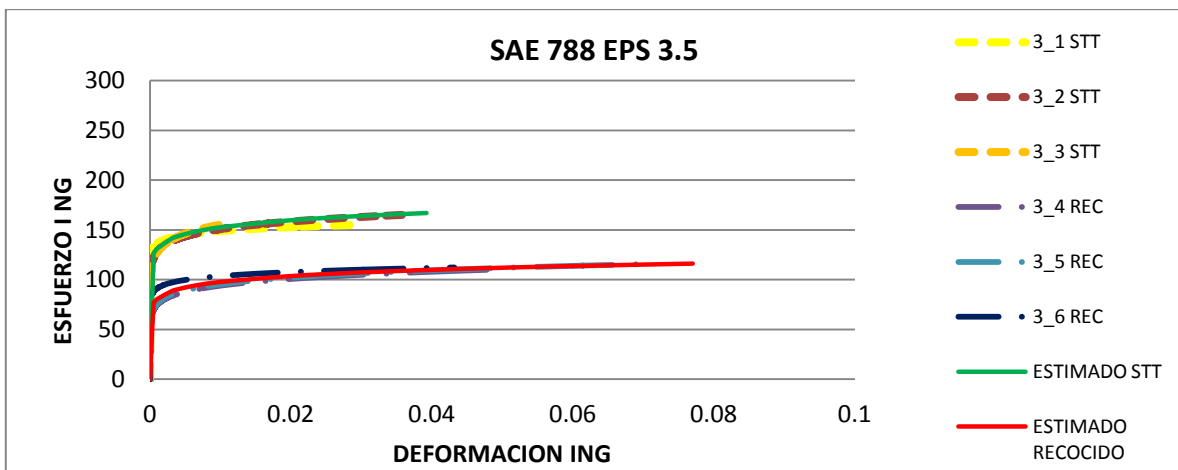
Para el siguiente grupo de probetas a las que se les aplicó una deformación de Von Mises de 3 la diferencia entre las probetas sin tratamiento térmico y a las que se les aplicó el recocido se mantiene como era de esperarse, pero se puede notar que para ambos grupos el esfuerzo aplicado antes de la falla muestra una disminución significativa y no así su capacidad de deformación.



Gráfica 6.1 Resultado del ensayo de tracción para las probetas con deformación 2.5



Gráfica 6.2 Resultado del ensayo de tracción para las probetas con deformación 3.0



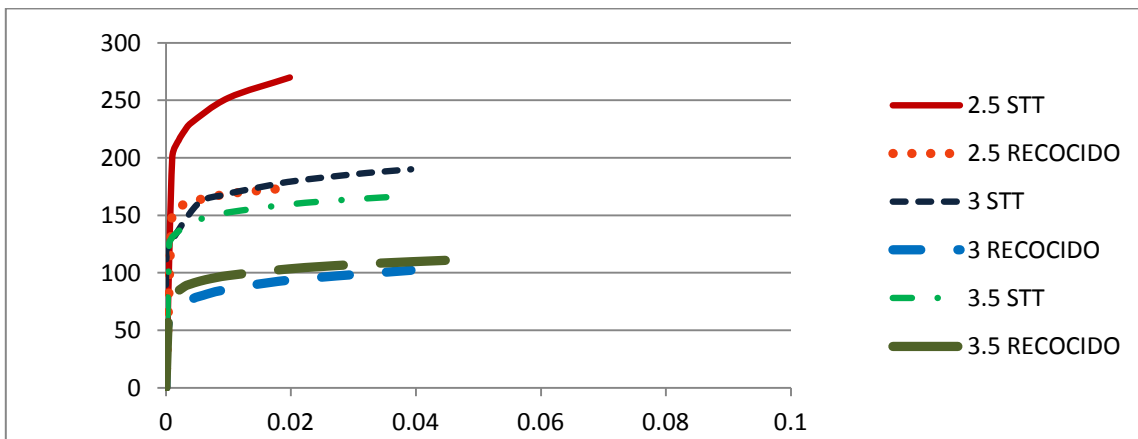
Gráfica 6.3 Resultado del ensayo de tracción para las probetas con deformación 3.5

En el último grupo de probetas una vez más la relación se mantiene pero la reducción del esfuerzo máximo es menor.

Como se pudo apreciar en las tres gráficas se calculó una línea de esfuerzo-deformación para cada grupo de probetas a la que se le llama estimado, está línea se obtuvo de manera teórica ayudados por la ecuación de Johnson-Cook.

En la gráfica 6.4 solo se observan las gráficas estimadas de los seis grupos de probetas como se puede observar para las probetas con deformación de 3 el esfuerzo soportado es menor pero presentan mayor deformación

Grafica 6.4 Resultado del ensayo de tracción



Aunque se debe considerar que para las deformaciones de Von-Mises de 3.0 y 3.5 las curvas estimadas son muy parecidas incluso en las que se les aplicó tratamiento térmico la deformación de 3.5

## 6.2 Resultados de la simulación de elemento finito de la prueba de indentación.

Los valores obtenidos del ensayo de tracción fueron utilizados para realizar una simulación de elemento finito con la paquetería ABAQUS™

En cada simulación de ABAQUS™ se obtuvo una curva de carga-profundidad que fue útil para comparar con los resultados del ensayo de dureza.

Tabla 6.1 Valores utilizados para las simulaciones de ABAQUS™

	Tratamiento Térmico	A	B	n
2.5	STT	0.701	350.544	0.090
2.5	RECOCIDO	0.550	275.377	0.143
3.0	STT	0.500	250.212	0.085
3.0	RECOCIDO	0.308	154.122	0.127
3.5	STT	0.412	206.184	0.065
3.5	RECOCIDO	0.288	144.132	0.084

Cada simulación se realizó considerando los mismos valores que en el ensayo de dureza.

La simulación consiste en tres pasos (step) que son descenso, indentación y ascenso. En la primera parte se trata de llevar al indentador hasta hacer contacto con el bloque del material.

La parte crítica es en el paso indentación donde el bloque del material se deforma dependiendo de los valores introducidos en el módulo *property*.

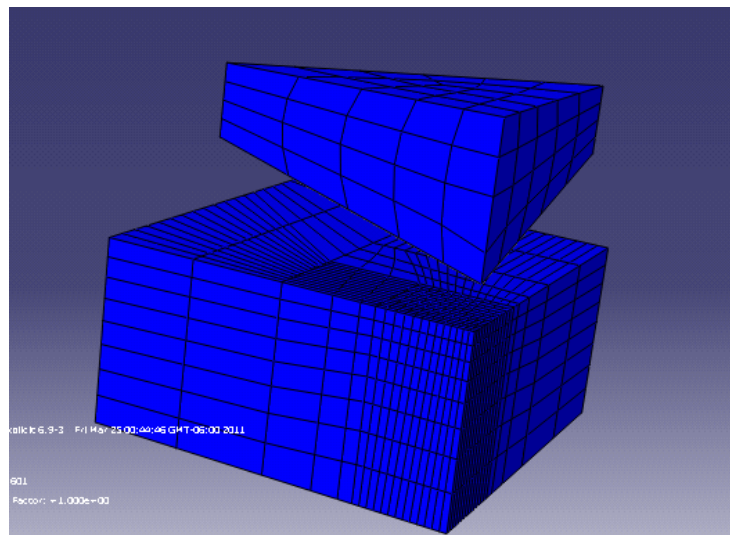


Figura 6.1 Indentador antes de hacer contacto con el bloque (paso descenso)

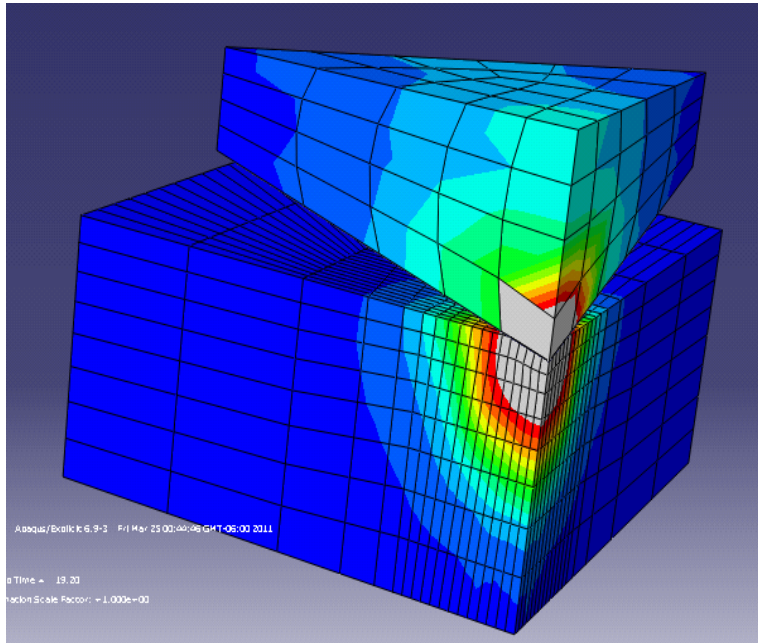


Figura 6.2 Paso de la indentación

La última parte es el ascenso donde el indentador regresa a su posición original figura 6.3 pero el bloque queda deformado.

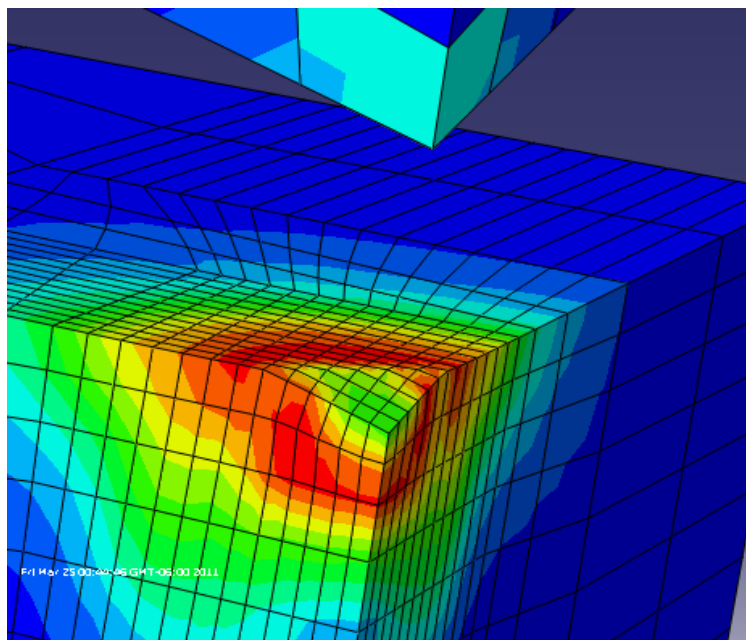


Figura 6.3 Bloque deformado despues de la indentación



Esta simulación solo se realizó para una cuarta parte del indentador esto es posible debido a la característica de simetría, se hizo de esta manera para reducir el número de cálculos por simulación lo que reduce el tiempo y no afecta los resultados debido a que la carga que se aplica a la pieza es uniforme para todo el indentador.

Al finalizar las seis simulaciones de ABAQUS™ se obtuvo una gráfica que da la penetración de indentación del material contra una fuerza en Newtons similar a la que se obtendrá en el ensayo de microdureza Vickers. Esto se realizó midiendo la distancia que se desplazó el punto más alto del indentador (punto rojo) imagen 14. Estos resultados deben ser similares a los obtenidos en el ensayo de microdureza y se obtendrá una dureza adicional que se comparará con la dureza obtenida en el ensayo.

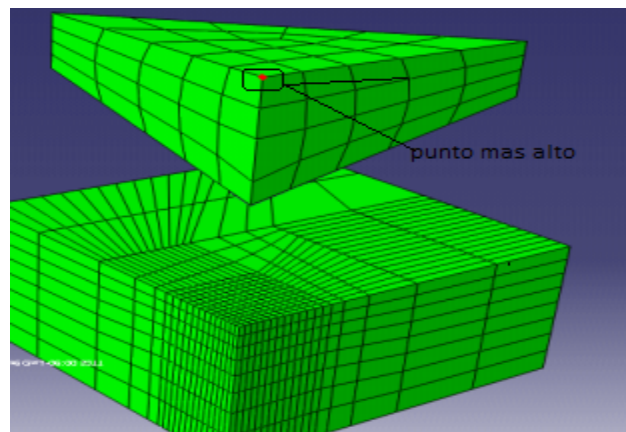


FIGURA 1.4 Punto más alto del indentador

Y de esta manera se obtiene una curva de penetración contra el tiempo como la figura 6.5

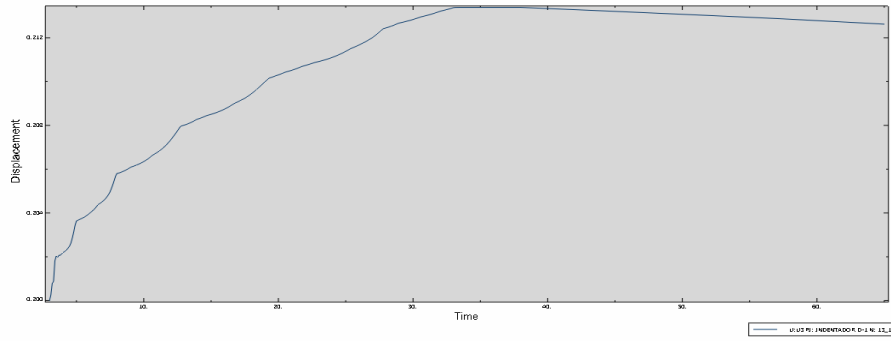


FIGURA 6.5 Curva desplazamiento contra el tiempo

### 6.3 Ensayo de microdureza Vickers

Cuando se terminaron los ensayos de tracción se tomaron muestras de los extremos de las probetas ensayadas para aplicarles el ensayo de microdureza a las 18 muestras estudiadas.

A cada una de las 18 probetas se les realizó por lo menos 5 indentaciones de acuerdo a la norma ASTM E 384-99

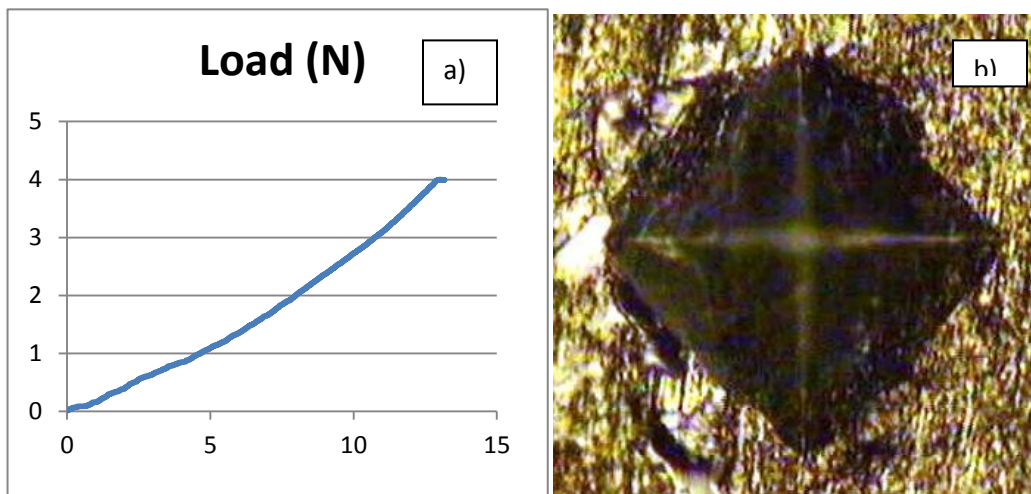
Estos ensayos dieron como resultado una tabla de valores carga y profundidad para cada indentación, con cada uno de los grupos de huellas se recopilaron varios valores útiles para la presente investigación.

- Los valores de carga y profundidad con respecto al tiempo
- La medida de las diagonales de las huellas de indentación medidas con ayuda del microscopio metalográfico
- El valor de la dureza obtenida por el propio indentador

### 6.3.1 Valores de carga y profundidad

Con los valores tabulados de la carga contra la deformación se obtiene la gráfica de la figura 6.6 a) como en este caso se trata de la gráfica de la huella número uno de la probeta 1  $\epsilon_p=2.5$  figura 6.6 b) sin tratamiento térmico de la dirección de laminado.

FIGURA 6.6 a) Curva P-h b) huella de indentación



Para cada valor se calculó el logaritmo para lograr linealizar la curva con ayuda de la ley de Kick. Un ensayo de indentación da lugar a una curva como la gráfica 6.6 a) que se denominan curva de carga contra profundidad, P-h. Esta curva de carga-profundidad de penetración consiste en dos partes una de carga y otra de descarga, para el presente trabajo solo se utilizó el área de carga de las curvas de dureza, ya que generalmente la respuesta durante la carga incluye la deformación elásto-plástica del material y sigue la relación descrita por la Ley de Kick.

### 6.3.2 Huellas obtenidas del ensayo de indentación y la simulación en ABAQUS™

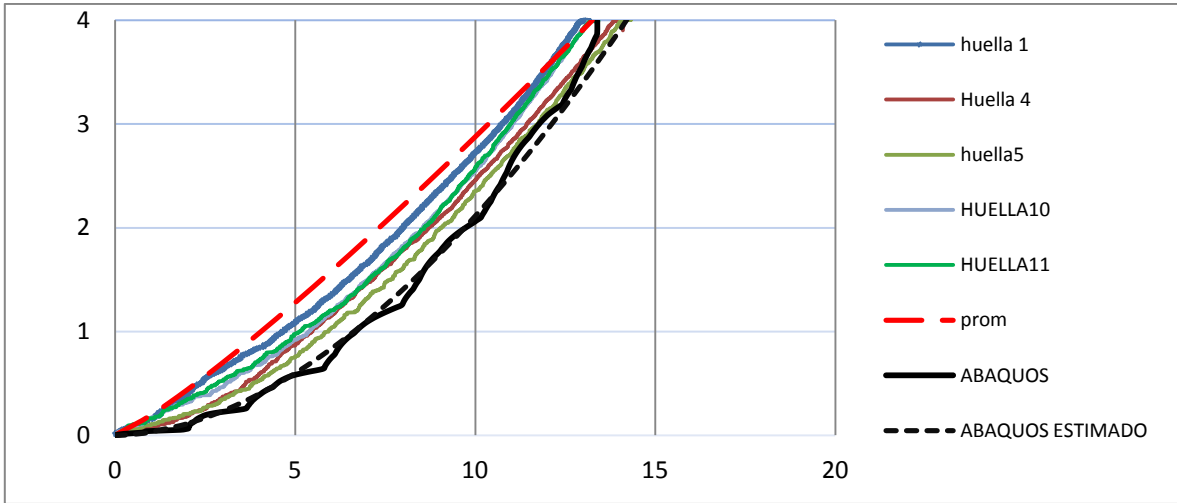
En la gráfica 6.5 se observa las gráficas P-h correspondientes al material SAE 788 con deformación 2.5 cara normal sin tratamiento térmico a estas graficas ya se les aplicó la ley de Kick.

Se nota que las curvas no son homogéneas debido a las características propias del material, así como defectos tecnológicos. En esta grafica también aparece una curva promedio y una curva obtenida con la simulación de ABAQUS™

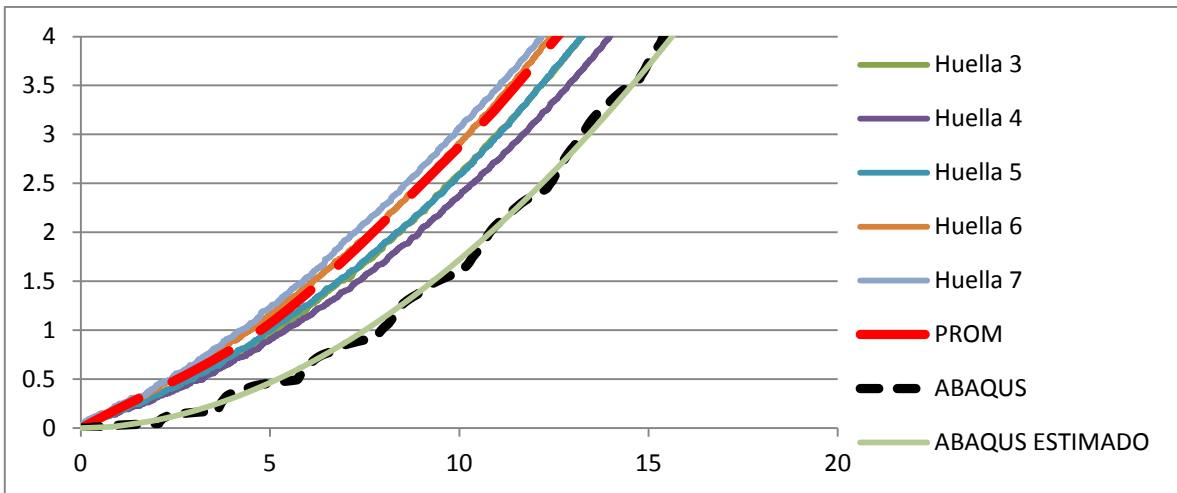
Para la gráfica 6.6 las curvas presentan diferencias como en la gráfica 6.5 se nota que entre la curva promedio y la estimada por ABAQUS™ presenta una variación mucho mayor de casi 5 micras.

En la gráfica 6.7 se observan valores más cercanos entre las curvas P-h así como la curva estimada por ABAQUS™

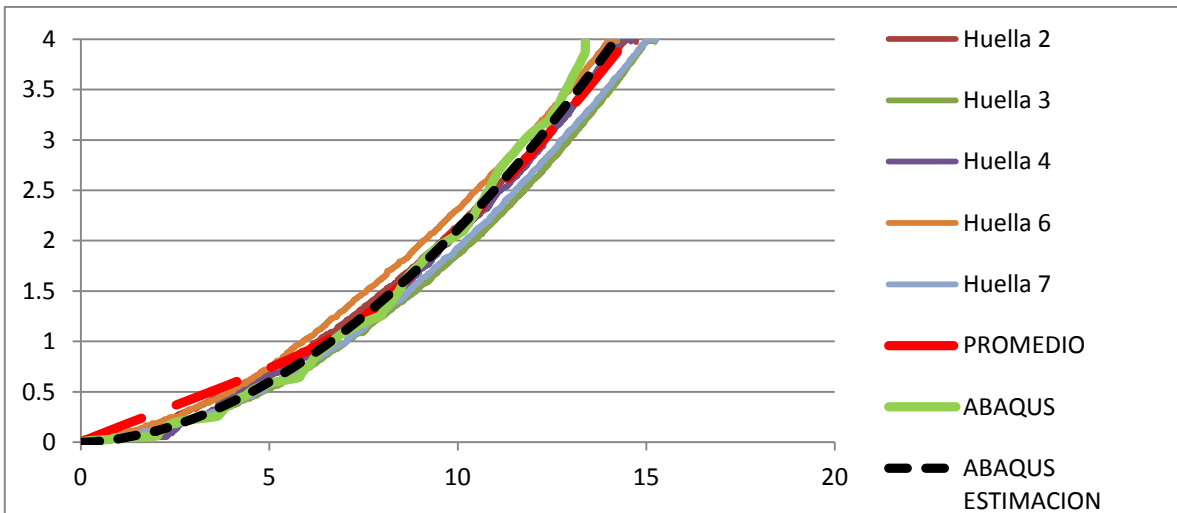
Con el análisis de las curvas se observa que para cada cara de la probeta la dureza no es la misma aun cuando se trata del mismo material, debido a la anisotropía propia del material. Como esto era esperado fue necesario obtener una curva promedio para cada grupo de huellas



Grafica 5.5 SAE 788 EPS 2.5 STT CARA NORMAL



Grafica 6.6 SAE 788 EPS 2.5 CARA DE LAMINADO

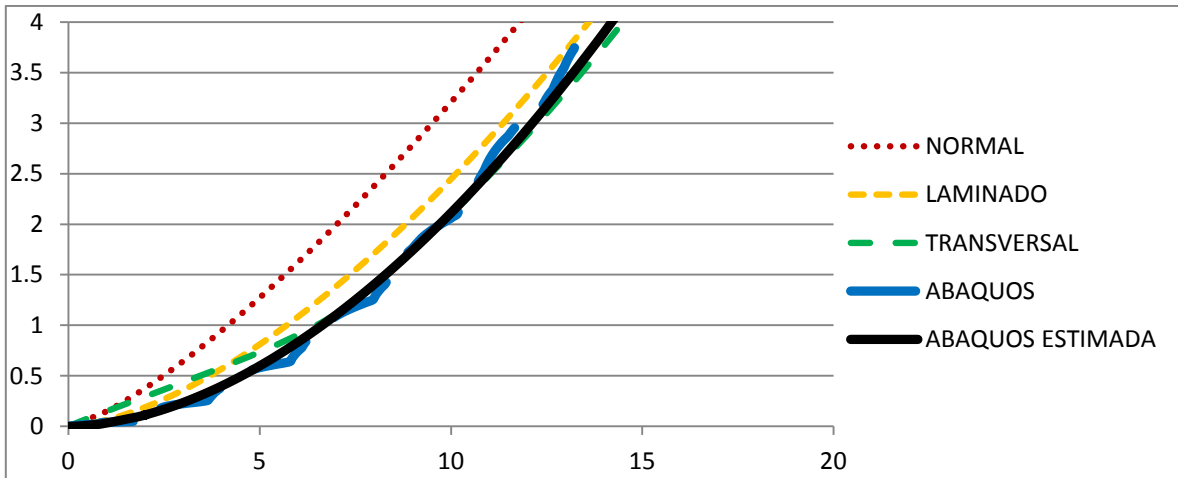


Grafica6.7 SAE 788EPS 2.5 CARA TRANSVERSAL

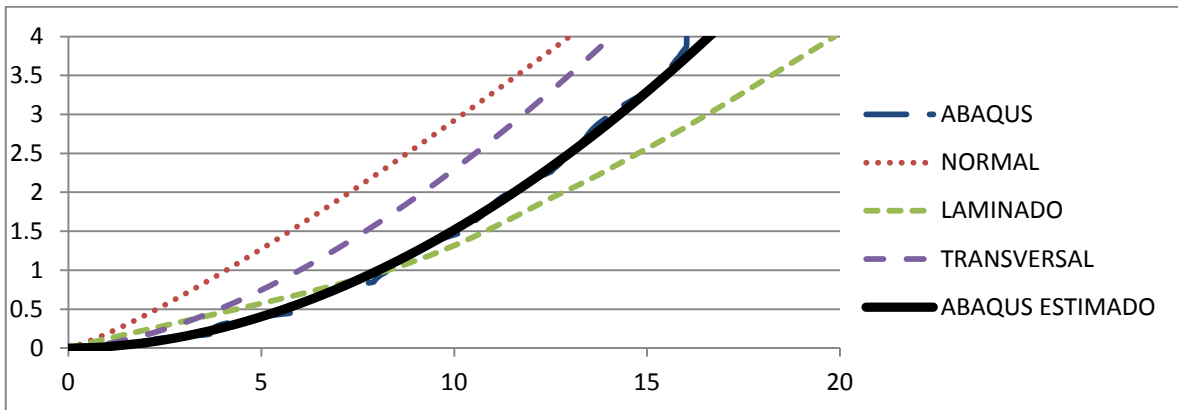
En la gráfica 6.8 se muestran las curvas promedio para cada cara de la probeta allí se distingue claramente la diferencia entre las caras y para este caso la curva simulada por ABAQUS™ es muy cercana a la curva de la cara transversal.

En la gráfica 6.9 se notan marcadas diferencias para cada una de las caras siendo la cara de laminado la que presenta una mayor profundidad pero la curva estimada se encuentra dentro del rango de valores.

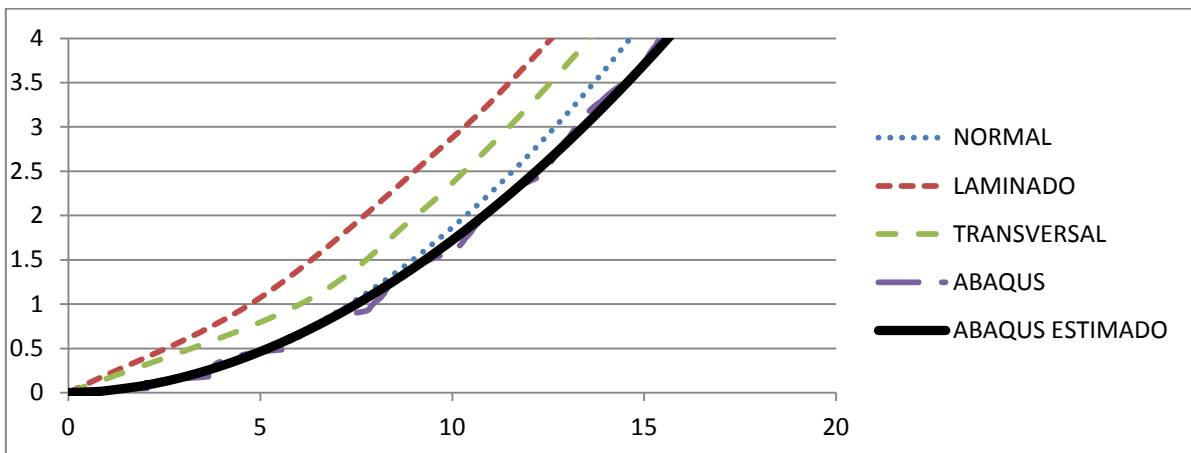
Si se observa las diferencias entre el material con tratamiento térmico de la grafica 6.9 se tiene que la profundidad es mayor para cada una de las caras pero no se mantiene la relación entre las caras, siendo que para el material con tratamiento térmico la cara de laminado presenta la mayor profundidad de penetración



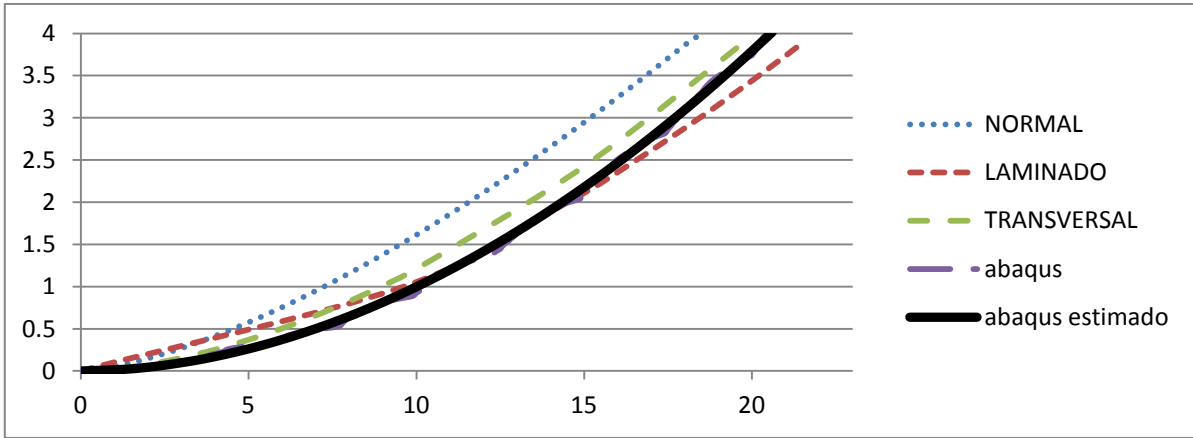
Grafica 6.8 SAE 788 EPS 2.5 STT



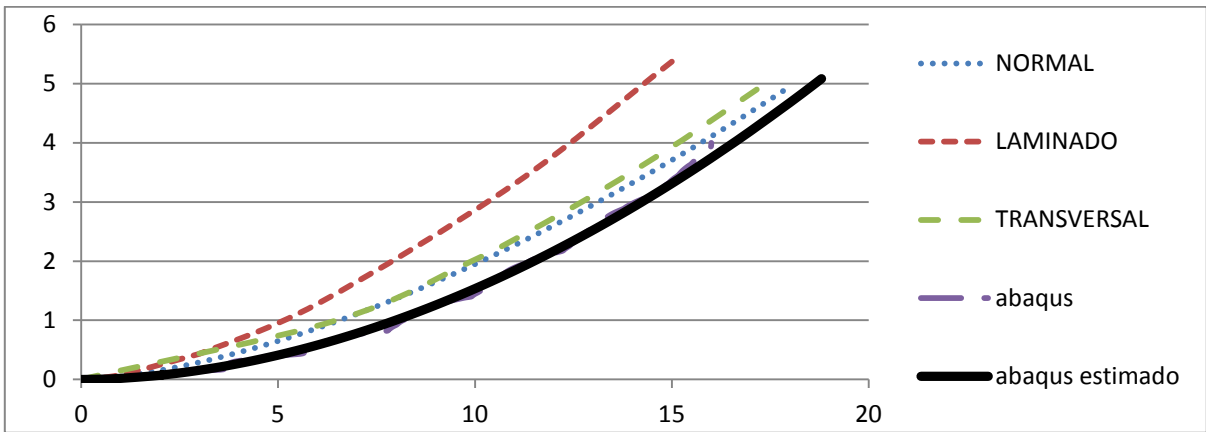
Grafica 6.9 SAE 788 Deformación 2.5 Recocado



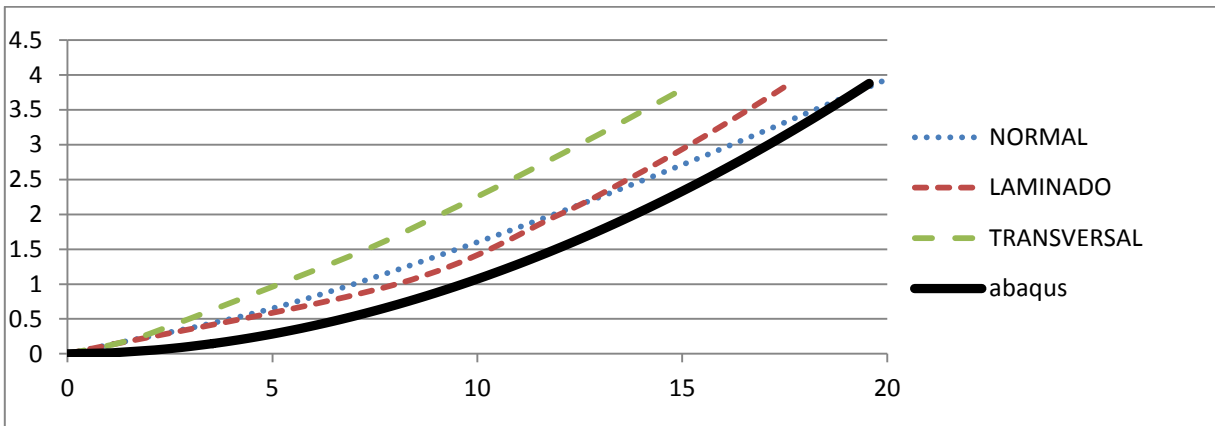
Grafica 6.10 SAE 788 Deformación 3 STT



Grafica 6 SAE 788 Deformación 3 Recocido



Grafica 6.12 SAE 788 Deformación 3.5 STT



Grafica 6.13 SAE 788 Deformación 3.5 Recocido



Para este último grupo de curvas es evidente que el ensayo de dureza de la cara transversal de esta probeta no está muy cerca de los valores de las otras dos en este ensayo los errores presentes son mucho mayores.

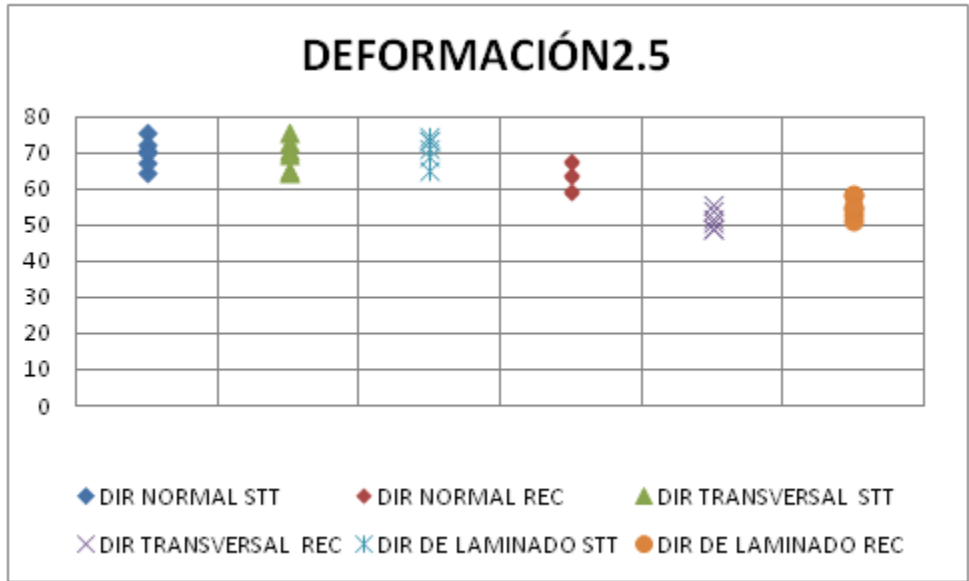
#### 6.4 Medida de las diagonales de las huellas de indentación



FIGURA 6.7 huella de indentacion

Al realizar el ensayo de microdureza después de cada indentación exitosa se tomó la imagen de cada huella y la medida de las diagonales de cada huella para calcular la dureza del material de acuerdo a la norma ASTM E 384-99 con unidades de  $[kg_f/mm^2]$

En la gráfica 6.14 se observa la distribución de los valores de dureza obtenidos por cada una de las huellas y de las tres caras de la probeta como se puede observar los valores para el material al que se le aplicó el tratamiento de recocido presenta un valor de dureza menor comparado con el material al que no se le aplicó el tratamiento térmico.



Grafica 7 profundidad de las huellas

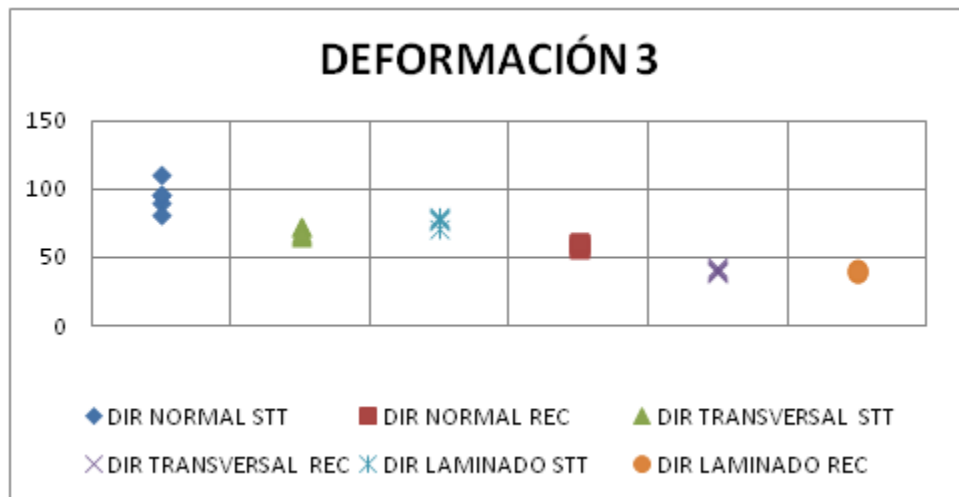
Tabla 6.2 promedio de valores de dureza Hv eps 2.5

	STT	REC
NORMAL	70.07	63.50
TRANSVERSAL	69.65	51.65
LAMINADO	71.04	55.13

En la tabla 6.2 se aprecia que cuando al material no se le aplicó el tratamiento térmico las huellas tienen un valor semejante en cambio para la cara normal con tratamiento térmico la dureza es un poco mayor en comparación de las otras caras, por lo que en el caso del tratamiento térmico los valores de dureza son mas dispersos. Aun así se cumple que el material sin tratamiento térmico es más duro que el que fue sometido a recocido como se esperaba.

En el caso de el material con deformación de 3 mostrado en la grafica 6.15 hay diferencias significativas para la cara normal ya sea con o sin tratamiento térmico que presentan una dureza mayor en comparación con las otras caras, en el caso de la cara normal sin tratamiento térmico los valores de las huellas van desde 80 hasta un valor cercano a 120 por lo que posiblemente las huellas

tomadas presenten errores en la metodología. Aun así se cumple la diferencia esperada entre el material con y sin tratamiento térmico.



Grafica 6.15 profundidad de las huellas

Tabla 6.3 Promedio de valores de dureza Hv eps 3

	STT	REC
NORMAL	94.93	58.98
TRANSVERSAL	68.65	40.91
LAMINADO	76.66	39.9

Para el grupo de huellas mostrados en la grafica 6.16 los valores obtenidos son muy similares a los de la deformación de 2.5 aunque lo esperado es que esta deformación presentara el valor de dureza mayor.



Grafica 6.16 profundidad de las huellas

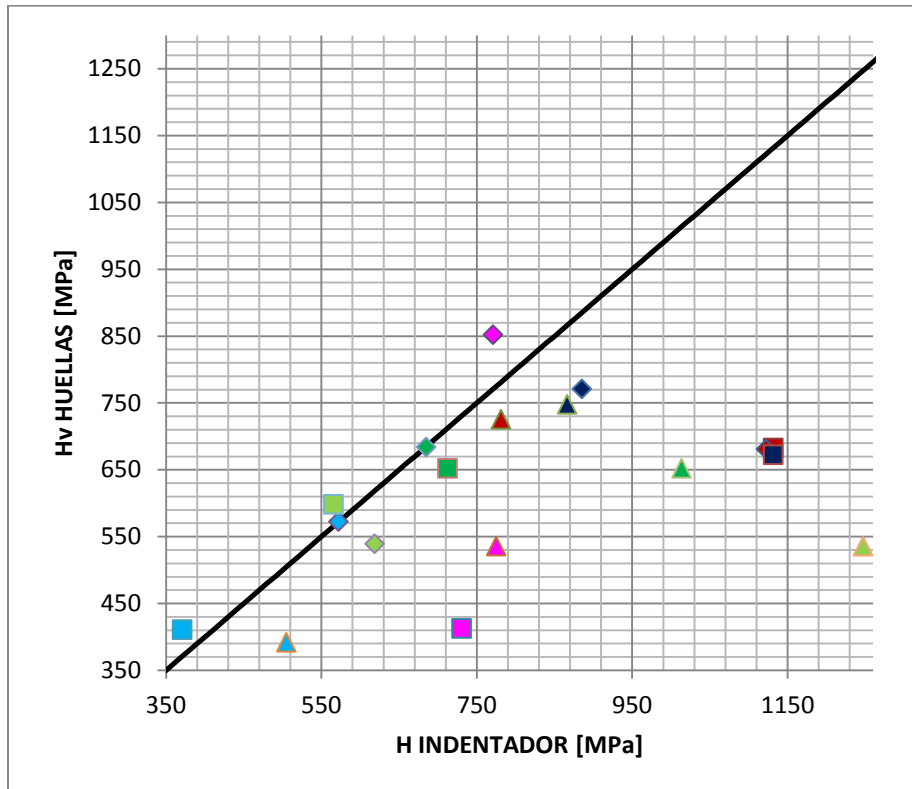
Tabla 6.4 Promedio de dureza Hv eps 3.5

	STT	REC
NORMAL	73.73	55.07
TRANSVERSAL	65.96	59.94
LAMINADO	72.56	54.50

Después de cada indentación el equipo muestra los resultados que calcula para la dureza del material. Estos resultados se comparan con la dureza obtenida de manera matemática de la medida de las diagonales de las huellas y la simulación en ABAQUS™ como lo indica la norma estos valores no son del todo precisos aun cuando sea el valor calculado por el equipo debido a que no toma en cuenta la recuperación elástica que se presenta al retirar la carga del indentador.

Aun así se presentan en este trabajo debido a que se pueden comparar con la dureza obtenida por las huellas y encontrar que tan alejados están estos valores entre sí.

En la gráfica 6.17 ( $H_v - H_{\text{indentador}}$ ) se aprecia la diferencia que existe entre la dureza dada por las huellas y la dureza dada por el indentador, esperaríamos que si la dureza fuera la misma con los dos métodos los valores estarían sobre la pendiente marcada con la línea negra. Esto no es el caso debido a las diferencias entre cada método para calcular la dureza para la mayoría de las huellas la dureza obtenida es mayor cuando se calcula con el indentador también hay algunas mediciones bastante cercanas unas con otras.



Gráfica 6.17 Relación entre la dureza obtenida por la norma y la obtenida del indentador

Tabla 6.5 código grafica 18

	2.5 STT	3 STT	3.5 STT	2.5 REC	3REC	3.5 REC
Normal	ROJO	AZUL OBSCURO	VERDE OBSCURO	MAGENTA	AZUL CLARO	VERDE CLARO
Laminado						
Transversal						

## 6.6 Dureza calculada por los resultados de la simulación en Abaqus™

En esta parte se deducirá un valor  $h$  de dureza utilizando como datos la penetración máxima obtenida en el análisis de elemento finito. Esto no deja de ser un intento para comparar los resultados aunque no se debe de olvidar que la manera establecida por la norma de realizar las mediciones de dureza es a partir de la medida de las diagonales de las huellas.

Al conocer la profundidad de la indentación se puede calcular el área de la huella que debería dejar la indentación.

Después de desarrollar los valores de los triángulos que forman el indentador se dedujo que la diagonal de la marca dada en términos de la altura es:

$$d^2 = (2h * \tan (68))^2 + (2h * \tan (68))^2$$

Para la primera simulación material SAE 788 deformación de 2.5 la penetración fue de 13.4 micrómetros. Usando la formula se tiene una medida de  $d^2=.0103$  mm para la simulación del ensayo de dureza para la aleación SAE 788 con deformación de 2.5 y sin tratamiento térmico.

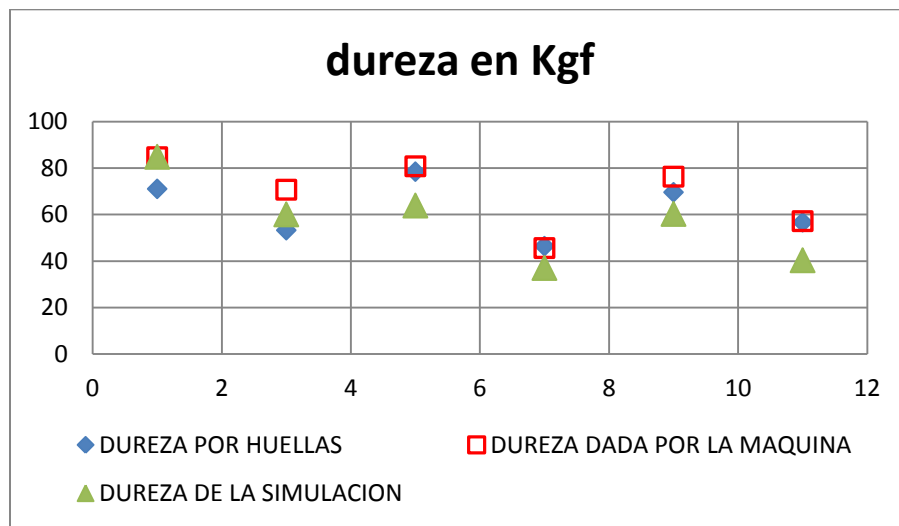
Tabla 6.6 Valores altura y dureza obtenido de la simulación

<b>Simulación</b>	<b>altura[mm]</b>	<b>diagonal</b>	<b>Hv</b>
2.5 stt	0.013487	0.008915	84.85006
2.5 recocado	0.016026	0.012587	60.09421
3 stt	0.017378	0.0148	63.88418
3 recocado	0.022821	0.025523	37.04448
3.5 stt	0.016	0.012546	60.28967
3.5 recocado	0.019557	0.018744	40.35324

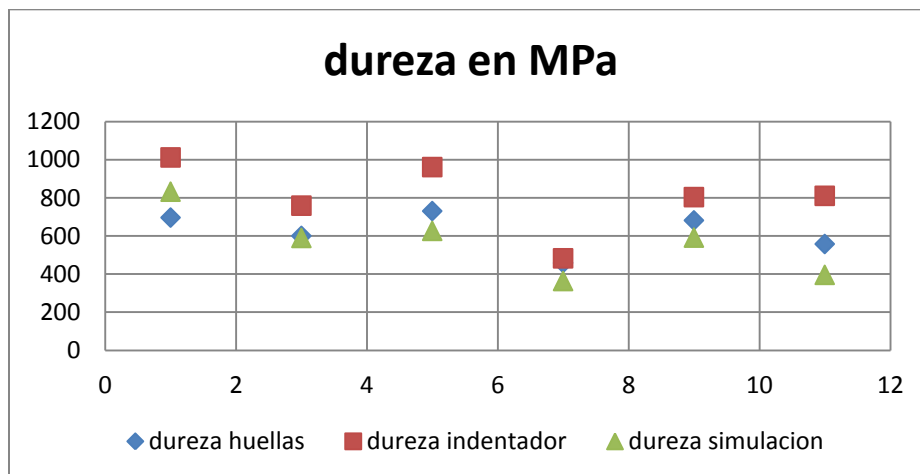
## 6.7 Resultados de dureza

Después de realizar los experimentos se obtuvieron tres valores de dureza por tres diferentes métodos, aunque se debe comprender que estos resultados son meras aproximaciones ya que la forma de obtener la dureza de un material es conforme la norma ASTM E 384-99.

Los resultados obtenidos por la simulación solo pretenden ser una aproximación y tratar de ver si se acerca a la realidad los valores obtenidos en la simulación. En la grafica 6.18 se muestran estos valores en kgf.



Grafica 6.18 promedio de dureza



Grafica 6.19 dureza en MPa

Se obtuvieron los resultados diversos algunos semejantes entre los tres métodos y algunos totalmente diferentes.

A continuación se procede a comparar la relación descrita por Tabor para la relación de la dureza con el esfuerzo de cedencia.

En la grafica 6.19se presentan los resultados en MPa.

**Tabla 6.7 Valores de dureza en MPa**

	2.5 STT	2.5 REC	3 STT	3 REC	3.5 STT	3.5 REC
HUELLAS	696.19	600.09	730.35	458.3	681.46	557.63
INDENTADOR	1011.71	758.78	961.03	482.43	803.58	810.37
SIMULACION	832.07	589.31	626.47	363.27	591.22	395.72

Se calcula ahora el esfuerzo de cedencia para comprobar que se cumple la relación propuesta por Tabor, como valor teórico se toma el valor del esfuerzo de cedencia obtenido en el ensayo de tracción y se compara con los valores de esfuerzo obtenidos de la dureza obtenida por medio de la medida de las huellas, la simulación y el indentador. Tabla 6.8

**Tabla 6.8 Valores de esfuerzo de cedencia calculados**

VALORES DE ESFUERZO DE CEDENCIA CALCULADOS						
	2.5 STT	2.5 REC	3 STT	3 REC	3.5 STT	3.5 REC
Esfuerzo $\sigma_{0.2}$	249.41	176.96	183.63	125.21	158.64	112.32
HUELLAS	232.06	200.03	243.45	152.76	227.15	185.87
INDENTADOR	337.23	252.92	320.34	160.81	267.86	270.12
SIMULACION	277.35	196.43	208.82	121.09	197.07	131.90
%ERROR HUELLAS	6.98%	13.03%	32.57%	22%	43.18%	65.48%
%ERROR INDENTADOR	35.21%	30.02%	74.44%	28.43%	68.84%	140.49%
%ERROR SIMULACION	11.20%	11%	13.71%	3.92%	24.22%	17.43%



# 7 DISCUSIÓN

---

Se ha llevado a cabo la investigación y desarrollo de ensayos de tracción e indentación. Los materiales que han sido estudiados en estos ensayos pertenecen a la aleación SAE 788 utilizada en la fabricación de cojinetes para motores de combustión interna. Como un primer paso en esta investigación se ha analizado el comportamiento de este material dentro del ensayo de tracción y se establecieron técnicas para el análisis de los resultados numéricos, en conjunto con los resultados del ensayo de indentación.

Los ensayos de tracción se realizaron a lo largo de la dirección de laminado mientras que los ensayos de indentación se realizaron en la dirección de laminado, normal y transversal.

Las curvas obtenidas por los ensayos de tracción se ajustaron con ayuda de la ecuación de Johnson-Cook, usar estos datos ajustados en el modelo de elemento finito de microindentación con lo que se obtuvo una aproximación de los valores de penetración en el modelo.

Cabe mencionar que las probetas a las que se les realizó el tratamiento térmico presentaron una recuperación parcial a temperatura ambiente lo que reduce el valor del límite de fluencia, esta recuperación también se presentó debido a que no se realizaron los ensayos instantes después de aplicar el tratamiento térmico, por lo que para futuras investigaciones se recomienda realizar los ensayos de tracción a la brevedad.

Para el ensayo de dureza hay que tomar en cuenta que la metodología utilizada para construir las probetas pudo no ser la mejor sobre todo para la cara frontal de éstas debido a que el material se colocó dentro de resina para facilitar el manejo y la preparación del material, pero al quedar suspendidas dentro de la resina y al aplicárseles la carga de indentación, la deformación elástica propia de la resina afectó los resultados.

Por lo anterior se propone que en próximos experimentos se coloque una capa alta del mismo material por debajo de la lámina a estudiar para reducir la afectación de los resultados.

Se debe, en lo posible, reducir las vibraciones alrededor del indentador y colocar la punta del indentador muy cercano a la muestra ya que si al inicio de la indentación ésta se encuentra muy separado de la muestra es muy probable que la prueba no sea válida debido a la inestabilidad del indentador al realizar la penetración por lo que en los primeros intentos para realizar pruebas de indentación muchos de los resultados no fueron correctos debido a que la superficie no estaba perfectamente pulida, el indentador se encontraba muy separado de la superficie de la muestra, la indentación se realizaba sobre una grieta, entre otros factores negativos. Por eso las probetas que se estudiaron al final presentan menos variaciones y en algunos casos no se presentaban pruebas fallidas.

Las curvas obtenidas por los ensayos de indentación se ajustaron con ayuda de la ley de Kick, gracias a esto se pudo obtener una curva promedio. Para cada cara de las probetas.

Se lograron medir las dimensiones de las huellas dejadas por el indentador con lo que se calculó la dureza. Las huellas obtenidas en el ensayo de dureza presentan características típicas de un material fuertemente deformado en frío por lo que las medidas de las diagonales de las huellas presentaron una desviación que influye en los resultados de este trabajo.

El flujo plástico del material debajo del indentador indica que el contacto es un fenómeno plástico, mientras que alrededor del indentador se presenta un fenómeno elasto-plástico.

Se encontró que existen notables diferencias entre la dureza Vickers en la dirección de laminado, transversal y normal de una lámina de aleación SAE 788 con o sin recocido, esta anisotropía no proviene de una forma predefinida de los granos, sino de la orientación de los planos cristalinos en los granos que

constituyen el material, es decir es producto directo de la textura cristalográfica del policristal.

Cuando se aplica una indentación a un material los esfuerzos en este material son muy complejos debido a la presencia de deformaciones elásticas y plásticas cuando se mide la dureza con las huellas la deformación elástica provocada por el indentador ya no se encuentra presente en el material mientras que la dureza calculada por el equipo si toma en cuenta esta deformación elástica. Por lo que estos dos valores de dureza no son comparables aunque para algunas muestras los valores de los resultados son similares.

Se debe considerar la variabilidad intrínseca de los resultados de microindentación, para una indentación de 100 micrómetros, el diámetro de la zona elástica no mide más de 30 micrómetros. Aun para un grano fino, esto significa que no se muestrean más de 100 granos en un solo ensayo, los cuales presentan una muestra pequeña y aleatoria de los granos del policristal. Como consecuencia, las curvas obtenidas muestran una gran dispersión de un punto a otro, por tanto no es válido desde un punto de análisis estadístico, calcular el promedio de los parámetros de ajuste para obtener la curva promedio, lo que se hizo fue promediar los datos de carga ya que todas las curvas se midieron hasta una carga predeterminada (4[N])

Después de obtener todos los resultados de dureza y tracción es momento de demostrar la relación entre ambos, como sólo se tiene un grupo de resultados del ensayo de tracción y dos resultados diferentes del ensayo de indentación es conveniente comparar los resultados del indentador y los resultados de la dureza obtenida por la medida de las huellas.

El hecho de poder predecir la curva de tracción mediante un ensayo de indentación permite el uso de probetas pequeñas y sencillas, así como el análisis de pequeños volúmenes de material.

La forma en que se infirió la relación entre el ensayo de tracción y el ensayo de dureza consistió en utilizar un modelo por elemento finito, asignar los valores

obtenidos de la ecuación de Johnson-Cook y calcular la curva de carga-deformación, utilizando la paquetería ABAQUS.

Se comprobó que existe una relación entre el ensayo de tracción y el ensayo de indentación aunque no es la relación descrita por Tabor ya que el material es anisotrópico.

## 8. CONCLUSIONES

---

- Se ha elaborado un marco teórico de la relación entre el ensayo de dureza y el ensayo de tracción.
  - Se comprobó que para un indentador piramidal la carga es proporcional al cuadrado de la penetración si la parte plástica del comportamiento constitutivo sigue una ley de potencia con exponente  $n$  en el ensayo de tracción.
  - Se demostró que la dureza depende de la cara en que es medida para un material anisotrópico.
  - Se demostró que existe una variabilidad intrínseca en el ensayo de microdureza para materiales anisotrópicos.
  - Se encontró que la relación propuesta por Tabor resultó ser imprecisa para la aleación SAE 788, pero el modelo de elemento finito usado para predecir la curva de indentación da resultados aceptables.
-

## 9. Bibliografía

---

1. **Schouwenaars F.R.** *Tesis: Análisis de la deformación plástica durante el desgaste de cojinetes de deslizamiento.* Facultad de Ingeniería UNAM México D.F. 2004
2. **Durán H.** *Tesis: Superficie de respuesta para el proceso termomecánico de la aleación SAE-783.* Facultad de Ingeniería UNAM México D.F. 2007
3. **Ramírez M.** *Tesis: Modelado de la respuesta mecánica de multicapas dúctiles durante el ensayo en un tribómetro coaxial.* Facultad de Ingeniería UNAM México D.F. 2009.
4. **Ramírez I.** *Tesis: Evolución de la microestructura de la aleación SAE 788 durante su fundición y tratamiento térmico.* Facultad de Ingeniería UNAM México D.F. 2004.
5. **Tech TB-2070** *Engine bearing fundamentals.* Mahle Clevite Michigan. 2010.
6. **Tech TB-2071** *Engine bearing fundamentals.* Mahle Clevite Michigan. 2010
7. **Tech TB-2072** *Engine bearing fundamentals.* Mahle Clevite Michigan. 2010.
8. **Faires V. M.** *Diseño de elementos de máquinas Cuarta edición* México: Limusa 1992.
9. **Tech TB-2074** *Engine bearing fundamentals.* Mahle Clevite Michigan. 2010.
10. **Michael M. Khonsari ( )** *Applied Tribology Bearing Desing and Lubrication.* New York: John Wiley & Sons Inc 2001.
11. **Smith Hashemi** *Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales cuarta edición* New York: Mac Graw Hill 1994.
12. **Avner** *Introducción a la Metalurgia Física segunda edición.* New York: Mac Graw Hill 1995.
13. **Cahn R.W:** *Physical Metallurgy* Department of material Science and Metallurgy University of Cambridge 1996.

14. **Meyer M.A:** *Mechanical Metallurgy principles and Applications* Prentice Hall New Jersey 1983
15. **Dieter George E.** *Mechanical Metallurgy tercera edición.* New York: Mac Graw Hill 1986
16. **Giannakopoulos A.E.:** *Determination of elastoplastic properties by instrumented sharp indentation.* Department of Materials Science and Engineering, Massachusetts Institute of Technology Maryland USA 2005.
17. **Tabor D.** *The Hardness of Metals.* Oxford University Press 1951
18. **Figuroa C.** *Tesis: Optimización del tratamiento térmico aplicado a la aleación SAE 788.* Facultad de Ingeniería UNAM México D.F. 2009
19. **Nava E.** *Tesis: Modelado del ensayo de microindentación instrumentada en tejido óseo.* Facultad de Ingeniería UNAM México D.F. 2009
20. **Bravo Bernard A. E** *Tesis: Uso de materiales nanoestructurados y amorfos y cuasicristalinos para aplicaciones tribológicas.* Facultad de Ingeniería UNAM México D.F. 2008
21. **Chakrabarty J.** *Applied Plasticity.* New York Springer 1998.
22. **Chakrabarty J.** *Theory of plasticity.* New York: Mac Graw Hill 1987.
23. **Philip A.** *Metallics Materials Physical, mechanical and corrosion properties.* New York Marcel Dekker Inc 2003.
24. **ASTM E8M -00** *Standard test methods of testing metallic materials* West Conshohocken, PA:ASTM Internacional
25. **ASTM E 384-99** *Standard test Methods for Microindentation Hardness of Materials* West Conshohocken, PA: ASTM Internacional.
26. **Cendon D. A.** *Influencia de diferentes variables del ensayo de tracción en la deformación de rotura* Universidad Politécnica de Madrid 2010.
27. **Söderberg A.** *Modelling of strain Hardening and strain rate Hardening of dual phase steels in finite element analysis of energy-absorbing components.* KTH Sweden 2010.
28. **Mata M.** *Ecuaciones de dureza para la caracterización de metales mediante indentación puntiaguda.* Universidad Politécnica de Catalunya 2006.

29. **Hutchings Ian** *The contributions of David Tabor to the science of indentation hardness* University of Cambridge 2009.
  30. **Groover M.** *Fundamentos de manufactura moderna: materials, procesos y sistemas* Prentice Hall new york 1997.
  31. **Kalpakjian S.** *Manufactura, ingeniería y tecnología* Prentice Hall new york 2002.
  32. **Cheng Y.:** *Scaling, dimensional analysis, and indentation measurement.* Materials and Processes Laboratory, General Motors Research and development center, Warren, MI USA 2000.
  33. **Tech TB-2075** *Engine bearing fundamentals.* Mahle Clevite Michigan. 2010.
  34. **Tech TB-2076** *Engine bearing fundamentals.* Mahle Clevite Michigan. 2010.
  35. **Tech TB-2077** *Engine bearing fundamentals.* Mahle Clevite Michigan. 2010.
  36. **Tech TB-2078** *Engine bearing fundamentals.* Mahle Clevite Michigan. 2010.
-