



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA  
DE MÉXICO**

---

---

**FACULTAD DE INGENIERÍA**

**Comportamiento viscoplástico en la  
aleación tribológica de aluminio  
SAE783**

**T E S I S**

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:  
INGENIERO MECÁNICO**

**P R E S E N T A:**

**MARCO ANTONIO CAMACHO PERALTA**

**DIRECTOR DE TESIS**

**M. I. HUGO ALBERTO DURÁN CORTÉS**



CD. UNIVERSITARIA

JULIO 2015



Universidad Nacional  
Autónoma de México



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

## **Agradecimientos**

A mis padres por el amor incondicional que siempre me muestran, por apoyarme y alentarme a no renunciar nunca por más difícil que sea mi meta, por enseñarme a enfrentar los obstáculos y nunca conformarme y ser mejor cada día. A mi hermano, por tu apoyo y ayuda incondicional. A ti Miriam por el cariño y motivación que siempre me has brindado, gracias por los recuerdos felices y hasta por los que no son tan felices; por estar a mi lado en los logros y fracasos de esta etapa, y que siempre tuviste la confianza de que alcanzaría la meta cuando sentía que todo iba mal, por enseñarme a dejarme llevar y mostrar lo mejor de mí el orgullo de terminar lo que había empezado.

A la Universidad Nacional Autónoma de México y a su Facultad de Ingeniería por permitirme ser parte de esta magnífica institución y brindarme la oportunidad de recibir una educación de calidad.

Al equipo de la UDIATEM que me apoyaron brindándome su experiencia cuando yo carecía de ella, que me permitieron desarrollar este proyecto y mejorar en cada etapa.

Al Dr. Rafael Schouwenaars y al M.C. Hugo Durán quienes fueron mis tutores a lo largo de este proyecto; que me brindaron su tiempo, sus conocimientos, sus palabras de motivación, también por su paciencia y confianza para concretar esta tesis.

A los miembros del jurado que revisaron este trabajo, por sus críticas y correcciones que enriquecieron este trabajo.

## Prólogo

La baja eficiencia térmica y mecánica de los motores de combustión, ha generado que se busque disminuir el impacto ambiental y una vía es el desarrollo de mejores aleaciones metálicas que reduzcan las pérdidas por fricción dentro del motor de combustión y tengan una mejor resistencia mecánica, estas se conocen como aleaciones tribológicas.

Una de las aleaciones que tiene uso en la industria es la aleación SAE783 la cual es una aleación de aluminio con 20% en peso de estaño, se le llega a agregar 1% de cobre para mejorar su rigidez. Esta aleación se emplea en cojinetes de deslizamiento dentro del motor de combustión principalmente. En la literatura existe poca o nula información sobre estas; por lo que, es necesario desarrollar trabajos que aporten datos sobre estas aleaciones, y que permitan modelar y entender su comportamiento. Este trabajo pretende estudiar los efectos del tratamiento termomecánico en el comportamiento plástico de la aleación aluminio-estaño SAE783 así como la influencia del estaño en la aleación de aluminio, además de caracterizar la influencia en las propiedades mecánicas de la velocidad de deformación.

# Índice

<b>Capítulo 1 Introducción</b>	<b>1</b>
1.1. Cojinetes de deslizamiento	2
1.2. Propiedades de los Cojinetes	3
1.3. Materiales para cojinetes	4
1.4. El aluminio	4
1.5. Aleaciones de Aluminio para cojinetes	5
<b>Capítulo 2 Antecedentes</b>	<b>6</b>
2.1. Ensayo de tracción	6
2.2. Propiedades mecánicas del ensayo de tracción	8
2.3. Plasticidad: conceptos generales	12
2.4. Criterios de cedencia	12
2.4.1. Lugar geométrico de la fluencia	13
2.4.2. Criterio de Tresca o del máximo cortante	15
2.4.3. Criterio de Von Mises-Hencky o de la energía de distorsión	16
2.4.4. El lugar de la cedencia para un esfuerzo biaxial	17
2.5. Viscoplasticidad	18
2.6. El efecto Portevin-Le Chatelier	21
<b>Capítulo 3 Procedimiento experimental</b>	<b>23</b>
3.1. Proceso de Fundición	23
3.2. Metalografía	25
3.3. Maquinado y Laminado de lingote	25
3.4. Maquinado de probetas	26
3.5. Tratamiento Térmico	27
3.6. Ensayo de Tracción	27

<b>Capítulo 4 Análisis de resultados</b>	<b>29</b>
4.1. Microestructura	29
4.2. Ensayos de tracción	31
4.2.1 Propiedades mecánicas y curvas esfuerzo–deformación	33
<b>Conclusiones</b>	<b>64</b>
<b>Bibliografía</b>	<b>65</b>

# 1. Introducción

Desde la segunda mitad del siglo XX, se ha buscado disminuir el impacto ambiental que tienen los motores de combustión, mediante el desarrollo de mejores combustibles y motores de combustión [1]. El motor de combustión interna se basa en la conversión de energía química de un combustible a energía mecánica. Uno de los mayores inconvenientes de estos es la baja eficiencia térmica y mecánica que presentan. Cerca del 60 % de la energía proporcionada por el combustible es disipada en forma de calor ya sea por medio del sistema de escape o el calentamiento de las superficies que conforman el motor. Las pérdidas mecánicas representan cerca del 15% y solo la cuarta parte de la energía es aprovechada como se observa en la figura 1.1[2].

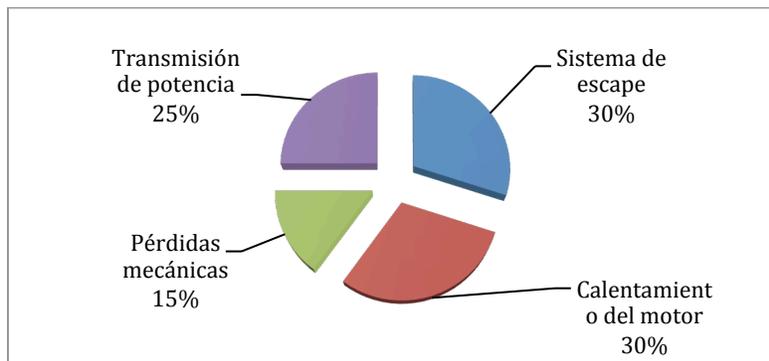


Figura 1.1 Distribución de la energía proporcionada por el combustible en un motor de combustión interna [2].

La principal causa de las pérdidas mecánicas es la fricción. La fricción entre los anillos y los cilindros representa el 41% de las pérdidas mecánicas, seguidos de los cojinetes que consumen el 20%. Las pérdidas en los cojinetes equivalen a un 3% del total de la energía suministrada por el combustible o un 12% de la energía aprovechada generando trabajo mecánico. Las pérdidas restantes se distribuyen en los efectos de fricción generados en las válvulas y levas con el 11%, elementos auxiliares con el 12% y el sistema de transmisión con el 16% (figura 1.2) [3].

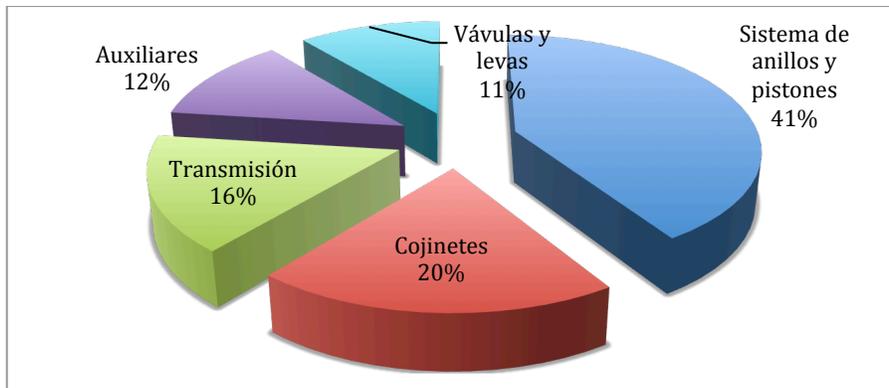


Figura 1.2 Pérdidas mecánicas en un motor de combustión interna [3].

En un reporte presentado en 1991 por la compañía Volvo®, se estimaba que si se lograban disminuir el 10% de las pérdidas mecánicas podría resultar en una disminución del consumo de combustible del 3%, lo que produciría un ahorro tanto económico como de recursos naturales no renovables [4].

El 9 de marzo de 1966, la Comisión del Ministerio de Educación y Ciencia de la Gran Bretaña que era presidida por Peter Jos, emitió un informe en el cual concluía que *podría existir un gran ahorro en el Reino Unido si se utilizaban la ciencia de materiales y la ingeniería mecánica*, ese día se introdujo por primera vez la palabra *Tribología* que proviene del griego: *tribos* fricción y *logos* tratado [5]. Actualmente la tribología se conoce como el estudio de la interacción entre dos superficies en contacto y comprende la fricción, el desgaste y la lubricación [6].

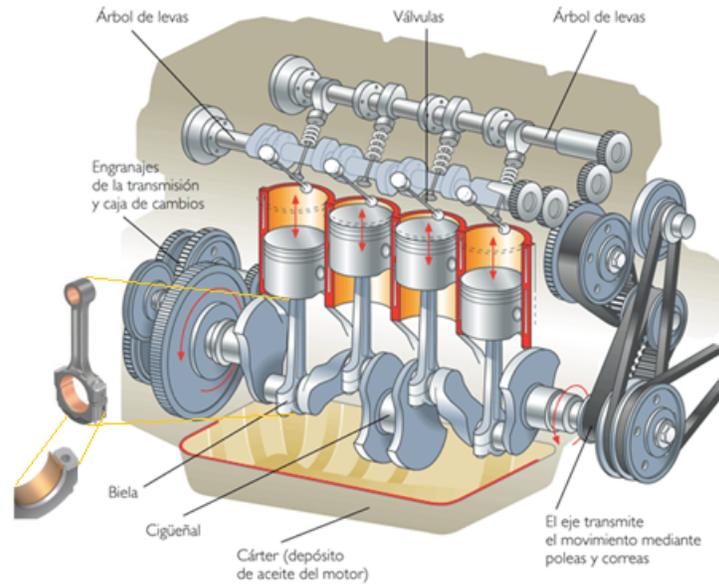
Desde entonces y hasta la fecha se han destinado una gran cantidad de recursos a nivel mundial para contrarrestar de alguna manera los efectos de la fricción y de esta manera tener un mejor uso de la energía [7]. Debido a todo lo anterior es que el estudio de la tribología se ha justificado y que además el progreso en este campo ha contribuido con el avance tecnológico en los motores de combustión interna utilizados en la industria automotriz.

## 1.1. Cojinetes de deslizamiento

Los cojinetes son elementos o dispositivos que reducen la fricción y el desgaste entre dos piezas que tienen movimiento relativo entre sí (figura 1.4). Su propósito es proteger elementos en un motor como lo son el cigüeñal, el árbol de levas y las bielas, además de que tienen que permitir la transmisión de carga y el par. Esto requiere que el cojinete sea capaz de soportar cargas muy grandes que cambian constantemente de magnitud y dirección. En la figura 1.5 se observan los elementos móviles del motor de combustión así como los cojinetes acoplados a una biela.



Figura 1.4 Cojinetes de deslizamiento[8]



**Figura 1.5 Componentes del motor de combustión interna [9].**

Los cojinetes reducen la fricción mediante el uso de metales diferentes en este elemento y las partes móviles. Cuando dos superficies de metales distintos deslizan uno sobre otro presentan menor resistencia al movimiento que cuando las superficies son del mismo metal [10].

Además de la composición de los cojinetes, la fricción se reduce ampliamente agregando un lubricante entre el eje en movimiento y el cojinete. Una característica importante para el diseño de cojinete es establecer y mantener una película de lubricante entre las superficies en movimiento. Debido a que los motores operan a elevadas temperaturas y que la fricción produce calor, los cojinetes deben de operar y mantener su resistencia a elevadas temperaturas así como disipar el calor de las piezas en movimiento, donde un flujo constante de lubricante también ayuda a la disipación del calor [11].

El desgaste siempre está presente aun en los sistemas mejor diseñados y puede deberse a que la película del lubricante no es uniforme en el arranque del equipo o incluso cuando partículas ajenas al lubricante como la suciedad pasan al cojinete a través del lubricante.

## 1.2. Propiedades de los cojinetes

Debido a que cuando arranca y se detiene una máquina se presentan cambios bruscos en el régimen de operación, los materiales con los que se fabrican los cojinetes deben de cumplir con algunas propiedades térmicas y mecánicas las cuales ya han sido detalladas en trabajos previos y son [12]:

### i) Propiedades mecánicas:

- *Conformabilidad*: es la habilidad de deformarse y así compensar la falta de precisión en las dimensiones del cojinete, o cuando esta desalineado. Esta deformación puede ser plástica o elástica tanto del cojinete como del soporte.

- *Incrustabilidad*: el material debe de tener la capacidad de absorber partículas metálicas (productos del desgaste), polvo presentes en el lubricante y así minimizar el desgaste de su superficie; particularmente cuando la película del lubricante es muy delgada, a bajas velocidades y con cargas elevadas.
- *Resistencia a la fatiga*: Los cojinetes están sujetos a una oscilación de las cargas tal como pasa en los motores y esta es una condición para que exista un fallo por fatiga, lo que puede ocasionar un deterioro en el lubricante y falla por sobrecalentamiento.

ii) Propiedades térmicas:

- *Alta conductividad térmica*: cuando la energía generada por la fricción se disipa en el cojinete, una rápida transferencia de calor reduce la temperatura de la superficie de contacto evitar el sobrecalentamiento.
- *Alto coeficiente de expansión térmica*: es deseable que el coeficiente de expansión del cojinete sea mayor que el del eje, ya que durante el funcionamiento del motor se elevará la temperatura y el eje podría dañar al cojinete.

iii) Propiedades químicas:

- *Resistencia a la corrosión*: en el caso que el aceite lubricante se degrade por las condiciones de operación y actúe como agente corrosivo.
- *Compatibilidad*: se refiere a la habilidad de prevenir que el material se raye por fricción debido a una mala lubricación. Metales similares no son compatibles ya que tienden a tener altos coeficientes de fricción.

### 1.3. Materiales para cojinetes

Dado que el cojinete es generalmente mucho menos costoso que el eje, se considera de sacrificio si es necesario. Además de que deben poseer un bajo coeficiente de fricción. Esto es importante para las condiciones de arranque y paro, debido a que puede presentarse un deslizamiento en seco entre el eje y el material de apoyo.

En 1839 Isaac Babbitt patentó varias aleaciones para cojinetes con contenido de estaño y plomo que son similares a las aleaciones modernas [13]. El término *babbitt* es comúnmente usado para describir diferentes materiales para cojinetes. Las aleaciones de plomo han sido prácticamente eliminadas en las aplicaciones modernas debido a que poseen una menor resistencia y a factores ambientales. Entre las aleaciones que existen actualmente están las aleaciones de cobre-plomo, bronce, plata, zinc y aluminio, entre otras.

### 1.4. El aluminio

El aluminio es uno de los materiales más importantes en el mundo moderno después del acero, ya que posee una baja densidad y una alta resistencia a la corrosión, propiedades que lo hacen muy útil para la ingeniería y más específicamente para la ingeniería de materiales .

En 1886 el norteamericano Charles Martin Hall y el francés Paul Hérault descubrieron casi simultáneamente el proceso electrolítico para la producción del aluminio a partir de la alúmina y en 1887 el austriaco Carl Josef Bayer inventa el proceso Bayer para la extracción de la alúmina a partir de la bauxita, lo que disminuyó su costo y aumentó su producción a finales de 1940 [14]. Aunque es el metal más abundante en la naturaleza, cerca del 8 % en peso de la corteza terrestre [15], este no se utilizó como material de ingeniería hasta la segunda guerra mundial debido a su costosa producción ya que se requería, para su refinación, de una gran cantidad de energía.

El aluminio es un buen conductor eléctrico, es dúctil y puede ser maquinado fácilmente. Tiene una estructura cúbica centrada en la cara, al igual que otros elementos metálicos, tales como cobre, plata, níquel y oro [14]. Es uno de los metales más ligeros con un densidad de  $2690 \text{ kg/m}^3$ . Su densidad es aproximadamente un tercio del acero, sin embargo su resistencia puede rivalizar con la de algunos aceros al alcanzar los 700 MPa. Esta combinación de alta resistencia y peso ligero hace del aluminio ideal para vehículos tales como barcos, vagones de ferrocarril, aviones, cohetes, camiones, automóviles, así como de estructuras portátiles, tales como escaleras, andamios y pasarelas. Otras propiedades son buena conductividad térmica y eléctrica, resistencia a la corrosión, alta dureza a bajas temperaturas, no es tóxico y es reciclable.

## 1.5. Aleaciones de Aluminio para cojinetes

Las aleaciones de aluminio tienen dos ventajas importantes. La principal ventaja es su alta conductividad térmica ( $236 \text{ W/m}^\circ\text{C}$ ). Estas fácilmente transfieren el calor del cojinete, lo que resulta en una temperatura de operación menor en la superficie de apoyo. La segunda ventaja es su resistencia a la compresión (34 MPa), la cual, aún si es baja comparada con otras aleaciones estructurales, es mucho mayor que la resistencia de los babbitts.

Las aleaciones de aluminio-estaño, que contienen entre el 20 y el 30 % de estaño, se usan en cojinetes para motores ligeros que trabajan a altas revoluciones y que tienen que soportar una carga relativamente baja. Estos cojinetes están diseñados, preferentemente con soportes de acero, para añadir resistencia al mecanismo. El estaño se emplea para mejorar la compatibilidad del material, mientras que la adición del 1% de cobre aumenta la dureza y mejora las cualidades físicas.

Debido a su limitada compatibilidad tienen poco uso en aplicaciones industriales, sin embargo los cojinetes de aluminio son ampliamente utilizados en motores automotrices y en aeronaves. Las aleaciones que se presentan en la tabla ofrecen alta resistencia a la fatiga, una excelente resistencia a la corrosión, alta conductividad térmica y bajo costo [5].

**Tabla 1.1. Composición de algunas aleaciones SAE disponibles para cojinetes.**

Designación SAE	Elementos aleantes, %							Tipo de cojinete
	Si	Cu	Sn	Ni	Pd	Cd	Mg	
783		1	20					Bimetálico
788	3	1	12		2			Bimetálico,

## Capítulo 2. Antecedentes

En este capítulo se presentan algunos antecedentes relacionados con el tema, se describe el ensayo de tracción, conceptos generales de plasticidad y viscoplasticidad que son parte central de esta tesis, además de una breve descripción del efecto Portevin-Le Chatelier.

### 2.1. Ensayo de tracción

El ensayo de tracción es una prueba de ingeniería ampliamente utilizada para proporcionar información sobre la resistencia de los materiales. El ensayo se lleva a cabo en una máquina universal de ensayos que aplica un desplazamiento a una velocidad controlada sobre una probeta de tracción estandarizada; la celda de carga de la máquina registra la carga resultante de dicho movimiento y con los datos se genera la curva carga-desplazamiento y a partir de esta se obtiene la curva esfuerzo-deformación. Existen dos tipos de curva, la curva esfuerzo-deformación ingenieril (figura 2.1) y la curva esfuerzo-deformación verdadera.

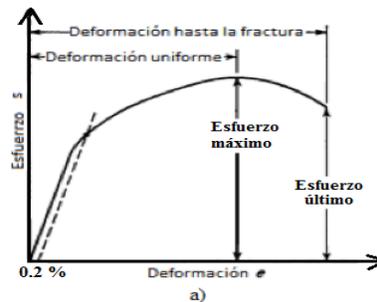


Figura 2.1 Curva esfuerzo-deformación ingenieril [16].

La curva esfuerzo-deformación presenta dos zonas, la primera región se le conoce como zona elástica y presenta un comportamiento lineal que se rige por la ley de Hooke. Este comportamiento se mantiene hasta alcanzar el punto de cedencia que es el límite del comportamiento elástico y que se define como el esfuerzo máximo que el metal puede soportar sin experimentar una deformación permanente. La segunda región de la curva corresponde a la zona plástica.

Para propósitos de ingeniería el límite elástico lo representa el esfuerzo de cedencia,  $s_c$ , se define como el esfuerzo que producirá una pequeña deformación permanente, generalmente igual a una deformación del 0.2% [16]. El esfuerzo ingenieril,  $s$ , se obtiene dividiendo la carga,  $P$ , entre el área original de la sección transversal de la probeta,  $A_0$ .

$$s = \frac{P}{A_0} \quad \dots \quad (2.1)$$

La deformación ingenieril,  $e$ , se obtiene dividiendo la elongación de la longitud de prueba de la probeta,  $\delta$ , entre su longitud original,  $L_0$ .

$$e = \frac{\delta}{L_0} = \frac{\Delta L}{L} = \frac{L-L_0}{L_0} \quad \dots \quad (2.2)$$

Debido a que la curva esfuerzo-deformación ingenieril no refleja de manera real las características de la deformación de un metal, ya que se basa en las dimensiones originales de la probeta y estas disminuyen rápidamente al alcanzar el esfuerzo máximo, esto provoca que la carga requerida para continuar la deformación disminuya. Lo que ocurre realmente es que el metal sigue endureciendo todo el tiempo hasta que ocurre la fractura, de modo que el esfuerzo requerido para producir la deformación adicional también debe aumentar.

Para corregir este comportamiento, el esfuerzo verdadero toma el área de la sección transversal de la probeta en cada momento, y esto hace que la curva esfuerzo-deformación tenga un comportamiento como el que se muestra (figura 2.2), aumentando de forma continua hasta la fractura, lo mismo ocurre con la deformación; a esta también se le conoce como curva de flujo.

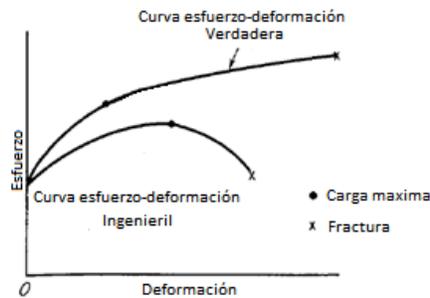


Figura 2.2 Comparación de las curvas esfuerzo-deformación ingenieril y verdadera [16].

El termino deformación verdadera,  $\varepsilon$ , fue propuesto por primera vez por Ludwik en 1909 [17]. En esta definición el cambio de longitud se expresa como el cambio instantáneo de la zona de prueba, en lugar de la longitud inicial.

$$\varepsilon = \sum \frac{L_1-L_0}{L_0} + \frac{L_2-L_1}{L_1} + \frac{L_3-L_2}{L_2} + \dots \quad \dots \quad (2.3)$$

$$\varepsilon = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0} \quad \dots \quad (2.4)$$

El esfuerzo verdadero,  $\sigma$ , se define como la carga dividida entre el área de la sección transversal sobre la que actúa en cualquier instante,  $A_i$ .

$$\sigma = \frac{P}{A_i} \quad \dots \quad (2.5)$$

El esfuerzo verdadero puede determinarse a partir del esfuerzo ingenieril, recordando que la parte plástica de la deformación no se asocia a un cambio de volumen, estrictamente hay un cambio de volumen asociado a la deformación elástica que se desprecia por ser muy pequeña.

$$A_0 L_0 = A_i L_i \rightarrow A_i = \frac{A_0 L_0}{L_i} \quad \dots \quad (2.6)$$

$$e = \frac{\Delta L}{L} = \frac{L - L_0}{L_0} = \frac{L}{L_0} - 1 \quad \dots \quad (2.7)$$

de la siguiente manera, sustituyendo la ecuación 2.6 y 2.7 en 2.5 se tiene:

$$\sigma = \frac{P}{\frac{A_0 L_0}{L_i}} = \frac{P L_i}{A_0 L_0}$$

$$\therefore \sigma = \frac{P}{A_0} (e + 1) = s(e + 1) \quad \dots \quad (2.8)$$

De la misma manera se puede expresar una relación entre la deformación verdadera y la deformación ingenieril como:

$$d\varepsilon \triangleq \frac{dL}{L} \rightarrow \varepsilon = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L}$$

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) \quad \dots \quad (2.9)$$

despejando  $L/L_0$  de la ecuación 2.7 y sustituyéndolo en la ecuación 2.9:

$$\frac{L}{L_0} = e + 1$$

$$\varepsilon = \ln\frac{L}{L_0} = \ln(e + 1) \quad \dots \quad (2.10)$$

A partir de una curva esfuerzo-deformación se visualiza la relación de carga requerida para producir la deformación deseada en un material.

## 2.2. Propiedades mecánicas del ensayo de tracción

Cuando se sujeta una probeta y se comienza la prueba, el desplazamiento del sistema es igual al desplazamiento en la zona de prueba de la probeta más una deflexión elástica en los componentes tales como el marco de la máquina, mordazas y los extremos de la probeta. La deformación elástica es muy pequeña y no es posible medirla con precisión en este ensayo, sin embargo es posible obtener un valor aproximado con el uso de un extensómetro, que es un instrumento diseñado específicamente para medir pequeñas deformaciones mediante sensores, como galgas de deformación, capacitores o inductores para detectar desplazamientos [18].

El extensómetro se puede acoplar a una probeta de tracción para medir la elongación de esta bajo una carga aplicada. La figura 2.3 muestra un extensómetro biaxial de pinzas que cuenta con dos sensores para la deformación axial y un tercero para la deformación transversal. Su diseño permite que los bordes de las cuchillas permanezcan paralelos durante el desplazamiento lo que reduce la interferencia de las señales y además permite que se puedan usar en probetas planas y cilíndricas.



Figura 2.3 Extensómetro biaxial de pinzas montado en la probeta [19].

## Módulo de elasticidad, $E$

La relación entre el esfuerzo y la deformación uniaxial en el rango elástico se conoce como *módulo de elasticidad*, o *módulo de Young*,  $E$ . El módulo de elasticidad es una medida de la rigidez del material. Cuanto mayor sea el módulo, más pequeña es la deformación elástica resultante al aplicar una carga.

El módulo de elasticidad se debe a las fuerzas de unión entre los átomos y debido a que estas fuerzas no se pueden cambiar sin cambiar la naturaleza básica del material, el módulo de Young es una de las propiedades mecánicas estructurales más insensibles (no cambia) ante cualquier cambio en su proceso de fabricación o tratamiento termomecánico de la aleación, este solo depende de su composición y temperatura [20].

## Punto de cedencia

El *esfuerzo de cedencia* o *punto de cedencia* de un material se define como el esfuerzo en el cual un material empieza a deformar plásticamente, también se define como el esfuerzo requerido para producir una pequeña deformación plástica. La definición más común de esta propiedad es la corrección del límite elástico (offset yield strength) que se determina mediante la intersección de la curva de esfuerzo-deformación y una línea paralela a la zona elástica de esta. Usualmente pertenece a una deformación del 0.2% ó 0.1% [16], esto se observa en la figura 2.4.

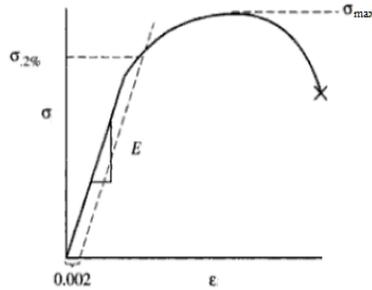


Figura 2.4 Punto de cedencia [16].

Muchos metales, particularmente aceros de bajo carbono, muestran un tipo heterogéneo de transición entre la deformación elástica a la deformación plástica que produce un punto de cedencia superior e inferior en la curva esfuerzo-deformación.

Durante la deformación elástica la carga aumenta de manera constante, pero esta cae repentinamente y fluctúa alrededor de un valor aproximadamente constante (figura 2.5), luego vuelve a elevarse con una deformación mayor. La carga a la que se produce la caída repentina se llama límite superior de cedencia, mientras que la carga en la que fluctúa se denomina límite inferior de cedencia y el alargamiento que se produce se llama elongación de cedencia [16].

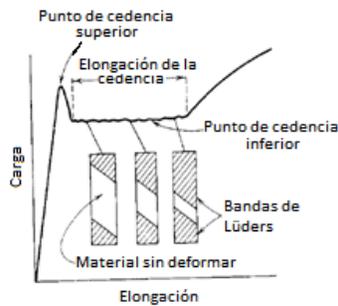


Figura 2.5 Comportamiento del punto de cedencia [16].

En el límite superior de cedencia aparece físicamente como una pequeña banda de metal deformado, en una zona donde existe una concentración de esfuerzos, y conforme el esfuerzo disminuye ésta se propaga a través de la muestra con un ángulo aproximado de  $45^\circ$  con respecto al eje de tracción, la elongación de cedencia será irregular y cada salto representa la formación de una nueva banda. Después de que estas bandas se hayan propagado en toda la muestra la curva vuelve a crecer de manera normal con respecto a la deformación, esto marca el fin de la elongación de cedencia [21]. Por lo general se les conoce como bandas de Lüders o líneas Hartmann. Cuando se forman varias bandas de Lüders, la curva en la zona de la elongación de fluencia tendrá un aspecto de sierra, cada salto corresponde a la formación de una nueva banda de Lüders.

## Esfuerzo máximo

El *esfuerzo máximo*, es la carga máxima dividida entre el área de la sección transversal original de la probeta, para los metales dúctiles se define como la carga máxima que puede soportar un metal bajo condiciones de carga uniaxial.

$$\sigma_u = \frac{P_{max}}{A_0} \quad \dots \quad (2.11)$$

## Resiliencia y tenacidad

Se llama resiliencia a la capacidad de un material para absorber energía cuando se deforma elásticamente y liberarla cuando se retira la carga. Se mide generalmente mediante el módulo de resiliencia, que es la energía de deformación por unidad de volumen necesaria para alcanzar el esfuerzo de cedencia,  $\sigma_0$ , desde una condición inicial [16], otra manera de ver este concepto es como el área bajo la curva esfuerzo-deformación en donde existe una relación lineal.

La tenacidad de un material es su capacidad para absorber energía y deformar plásticamente sin llegar a la fractura. Una forma de entender la tenacidad es considerarla como el área total bajo la curva esfuerzo-deformación. La tenacidad es un parámetro que comprende tanto la resiliencia y la ductilidad [16] figura 2.6.

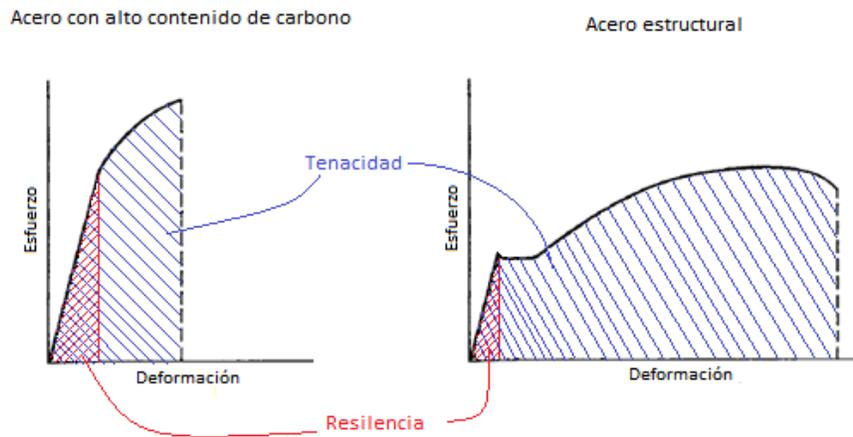


Figura 2.6 Comparación de curvas esfuerzo-deformación para materiales con baja y alta tenacidad [15].

## Ductilidad

La *ductilidad* es la habilidad de los materiales a deformarse bajo condiciones de proceso u operación dadas. También se puede definir como la cantidad de deformación que un material puede soportar antes de romperse. Un material con gran ductilidad se puede deformar hasta formar un alambre delgado sin que este se rompa mientras que un material con poca ductilidad se rompe después de un límite de deformaciones.

Los parámetros que permiten caracterizar la ductilidad en un ensayo de tracción son la deformación ingenieril a la fractura (elongación) y la reducción del área de fractura. La elongación máxima que alcanza el material hasta que se fractura se conoce como deformación máxima,  $\epsilon_{\max}$ ; mientras que la deformación uniforme hasta el inicio de la deformación local o cuello se le conoce como deformación homogénea,  $\epsilon_{\text{hom}}$ .

### 2.3. Plasticidad: conceptos generales

Cuando un elemento diferencial de volumen de un material es sometido a un estado de esfuerzos generado por la aplicación de una carga, en un inicio este presentará pequeñas deformaciones en su estructura; dicha deformación será solamente elástica si al retirar la carga el elemento recuperara su forma inicial. Cuando el material experimenta un esfuerzo crítico generado por la aplicación de una carga mayor y este no recupera sus condiciones iniciales, se dice entonces que el material ha sufrido una deformación plástica [22], [23].

Para la gran mayoría de los materiales dúctiles existe una teoría que define el límite de comportamiento elástico bajo cualquier combinación posible de esfuerzos y que permite discernir cuando se presentará la falla en el material, esta teoría se expresa en forma de un criterio de cedencia.

### 2.4. Criterios de cedencia

Los criterios de cedencia son esencialmente relaciones matemáticas, que cumplen con una serie de observaciones experimentales. La principal es que la presión hidrostática pura no provoca cedencia en un sólido continuo. Esto quiere decir que la componente hidrostática de un estado de esfuerzos no influye en el esfuerzo mediante el cual ocurre la cedencia, y por lo tanto, sólo el desviador de esfuerzos está involucrado en la cedencia.

Otra consideración es la isotropía en el material, y de esta forma considerar que sus propiedades en cada punto son iguales en cualquier dirección. Y de esta forma el criterio de cedencia se vuelve independiente de la elección de los ejes, es decir, una función invariante.

Estas consideraciones llevan a la conclusión de que los criterios de cedencia deben ser una función de los invariantes del desviador de esfuerzo [16], [23]. En la actualidad hay dos criterios generalmente aceptados para predecir la aparición de la cedencia en materiales dúctiles isotrópicos: el criterio de Tresca o del cortante máximo (1870) y el de Von Mises-Hencky o de la energía de distorsión [24].

### 2.4.1. Lugar geométrico de la fluencia

Para una mejor visualización de los criterios de cedencia se considera un sistema coordenado, cuyas direcciones corresponden con las de los esfuerzos principales como se observa en la figura 2.7.

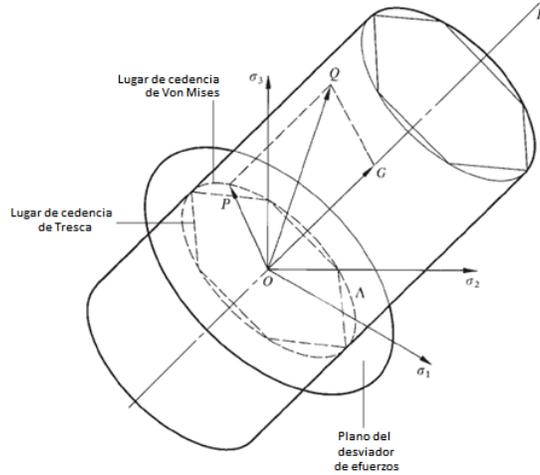


Figura 2.7 Representación geométrica del criterio de cedencia en el espacio de esfuerzos principales [25].

El estado de esfuerzos en cualquier punto en un cuerpo puede ser representado en este espacio vectorial tridimensional por un vector que emana desde el origen del sistema  $O$ . El esfuerzo hidrostático se encuentra igualmente inclinado con relación a los ejes y corresponde al segmento  $OH$ , con lo cual se define un plano normal a dicho esfuerzo (plano desviador o plano octaédrico) [25]. Los cosenos directores que definen la norma de dicho plano son  $(1/\sqrt{3}, 1/\sqrt{3}, 1/\sqrt{3})$ , por consecuencia su normal es:

$$n_i = \frac{1}{\sqrt{3}}(\vec{e}_1 + \vec{e}_2 + \vec{e}_3) \quad \dots \quad (2.12)$$

De acuerdo con la descripción dada el segmento  $OQ$ , cuyas componentes son  $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$ , representa un estado de esfuerzos en valores principales, su representación como diada es:

$$\sigma_{ij}: \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix}$$

este vector de esfuerzos principales se puede descomponer en un vector  $OG$  a lo largo de  $OH$  y un vector  $OP$  perpendicular a  $OH$ . Donde el vector  $OG$  representa la presión hidrostática y sus componentes son  $(\sigma_0, \sigma_0, \sigma_0)$ , donde  $\sigma_0 = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$ , su magnitud es de  $\sqrt{3}\sigma_0$  donde este queda como:

$$\sigma^h: \begin{pmatrix} \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \end{pmatrix}$$

El vector **OP** representa al desviador de esfuerzo  $S_{ij}$ , cuyas componentes son  $(s_1, s_2, s_3)$  [25]. Uniendo los términos se define al tensor de esfuerzos principales como:

$$\begin{aligned} \sigma &= S + \sigma_h & \dots & (2.13) \\ \therefore S &= \sigma - \sigma_h \end{aligned}$$

El tensor desviador de esfuerzos se define como:

$$S_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \delta_{ij} \sigma_{kk} \quad \dots \quad (2.14)$$

el cual en notación general se expresa:

$$S = \sigma - \frac{1}{3} I \text{tr}(\sigma)$$

$$S: \begin{pmatrix} \frac{2}{3} \left( \sigma_{11} - \frac{1}{2} (\sigma_{22} + \sigma_{33}) \right) & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{12} & \frac{2}{3} \left( \sigma_{22} - \frac{1}{2} (\sigma_{11} + \sigma_{33}) \right) & \sigma_{23} \\ \sigma_{13} & \sigma_{23} & \frac{2}{3} \left( \sigma_{33} - \frac{1}{2} (\sigma_{22} + \sigma_{11}) \right) \end{pmatrix}$$

Y cuya magnitud es  $\sqrt{2J_2}$ , en donde  $J_2$  es el segundo invariante del tensor desviador de esfuerzos. Para cualquier estado de esfuerzos, el tensor desviador de esfuerzos residirá en el plano que pasa por el origen **O** y es perpendicular a la línea **OH**. A este plano se le conoce como plano desviador y su ecuación en el espacio de esfuerzos principales es:

$$\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 = 0 \quad \dots \quad (2.15)$$

Como ya se había mencionado, el esfuerzo hidrostático no tiene efecto en la cedencia, y que depende solo de la magnitud y dirección del vector desviador de esfuerzo **OP**. Esto es, la cedencia debe de expresarse en función de los invariantes asociados al desviador de esfuerzos. Por consiguiente, la superficie de cedencia es un cilindro recto cuyos generadores son perpendiculares al plano desviador. Para cualquier estado de esfuerzos en el que un punto del esfuerzo se encuentre en la superficie, este corresponde a un estado de cedencia, mientras que cualquier punto dentro del cilindro representara un estado de esfuerzos elástico. La curva **A** que se encuentra dentro del plano del desviador de esfuerzos (figura 2.10), se le llama lugar de cedencia. El criterio de cedencia se expresa de la forma:

$$f(J_2, J_3) = K \quad \dots \quad (2.16)$$

## 2.4.2. Criterio de Tresca o del máximo cortante

A través de una serie de experimentos Tresca concluyó que la cedencia ocurrirá cuando el esfuerzo cortante máximo alcanza un valor crítico,  $\tau_{max} = \tau_2 = k$ .

El esfuerzo cortante máximo está dado por

$$\tau_{max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \quad \dots \quad (2.17)$$

donde

$$\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$$

representan a los esfuerzos principales.

Para un ensayo de tracción uniaxial se tiene que:

$$\sigma_1 = \sigma_0; \quad \sigma_2 = \sigma_3 = 0$$

sustituyendo los esfuerzos principales en la ecuación

$$\tau_{max} = \frac{\sigma_1 - 0}{2} \rightarrow \tau_0 = \frac{\sigma_0}{2}$$

por lo que el criterio del máximo esfuerzo cortante queda definido como:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_0 \quad \dots \quad (2.18)$$

Para un estado de cortante puro, donde  $\sigma_1 = -\sigma_3 = k$ ,  $\sigma_2 = 0$ , el criterio del máximo esfuerzo cortante puro predice que la cedencia debe ocurrir cuando

$$k + k = \sigma_0 \rightarrow k = \frac{\sigma_0}{2} \quad \dots \quad (2.19)$$

el criterio de Tresca también se puede escribir de la siguiente manera

$$\sigma_1 - \sigma_3 = 2k \quad \dots \quad (2.20)$$

La consideración de todos los posibles valores para los esfuerzos forman un hexágono regular, el cual se muestra en la figura 2.8.

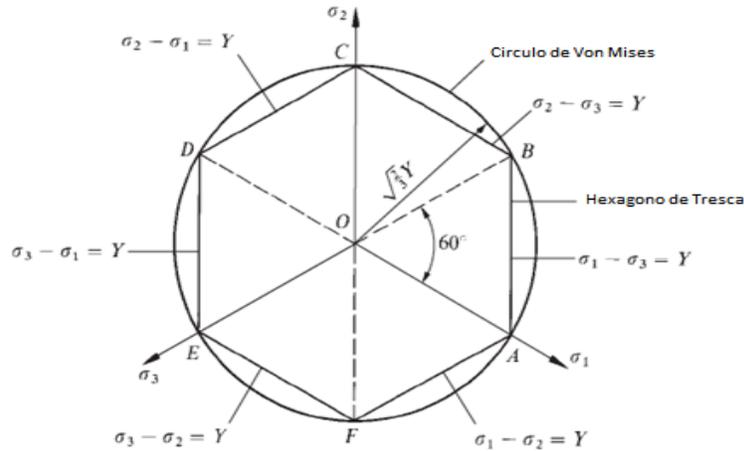


Figura 2.8 Lugar de cedencia del desviador de esfuerzos de Tresca y Von Mises [16]

De lo antes expuesto se tiene que la cedencia es función de  $J_2$  y  $J_3$ , de tal forma que:

$$4(J_2 - k^2)(J_2 - k^2)^2 = 27J_3^2 \quad \dots \quad (2.21)$$

Tresca solo consideró que existía un esfuerzo cortante principal por lo que los resultados teóricos varían de los resultados experimentales.

### 2.4.3. Criterio de Von Mises-Hencky o de la energía de distorsión

A fines del siglo XIX se encontró que en muchos casos existían importantes diferencias entre los esfuerzos de flujo experimentales con los descritos a través del criterio de Tresca, por otra parte, dicho criterio solo consideraba uno de los esfuerzos cortantes principales ( $\tau_2$ ), por lo que se podría concluir que la falta de precisión se debía a la falla inherente al no considerar la totalidad de éstos ( $\tau_1, \tau_2, \tau_3$ ) [24]. Con base en lo anterior, se requiere de una nueva descripción del estado de esfuerzos que no tome en consideración la componente hidrostática del esfuerzo ( $\sigma_H$ ).

El primer invariante es proporcional al esfuerzo hidrostático asociado y este es cero para el desviador,  $J_1 = 0$ . Por lo que el criterio de cedencia se presenta como

$$\sigma_0 = f(J_2, J_3)$$

El criterio de Von Mises indica que la cedencia se presenta cuando el segundo invariante del desviador de esfuerzos alcanza un valor crítico

$$\sigma_0 = f(J_2) \quad \dots \quad (2.22)$$

Von Mises determino que:

$$J_2 = k^2 \quad \dots \quad (2.23)$$

Por otra parte se tiene que  $J_2$  es igual a:

$$J_2 = \frac{1}{2}(s_{ij}s_{ij})$$

$$J_2 = \frac{1}{6}[(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\tau_{12}^2 + \tau_{23}^2 + \tau_{31}^2)]$$

en valores principales

$$k^2 = \frac{1}{6}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] \quad \dots \quad (2.23 a)$$

evaluando la constante k y relacionándola con la cedencia en un ensayo de tracción, primero se toma en cuenta que para un esfuerzo uniaxial  $\sigma_1 = \sigma_0, \sigma_2 = \sigma_3 = 0$

$$6k^2 = [(\sigma_0)^2 + (-\sigma_0)^2]$$

$$\sigma_0 = \sqrt{\frac{6}{2}k^2} \rightarrow k = \frac{1}{\sqrt{3}}\sigma_0$$

La ecuación para el criterio de Von Mises en esfuerzos principales se expresa:

$$\sigma_0 = \frac{1}{\sqrt{2}}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} \quad \dots \quad (2.24 a)$$

o para un estado general de esfuerzos:

$$\sigma_0 = \frac{1}{\sqrt{2}}[(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\tau_{12}^2 + \tau_{23}^2 + \tau_{31}^2)]^{1/2} \quad \dots \quad (2.24 b)$$

En un ensayo de torsión, el estado de esfuerzos es a cortante puro  $\sigma_1 = -\sigma_3 = \tau, \sigma_2 = 0$ , y precisamente en este caso se presenta la mayor divergencia entre el criterio de Tresca y el de Von Mises.

$$6k^2 = [(\sigma_1)^2 + (\sigma_1)^2 + (-2\sigma_1)^2]$$

$$\sigma_1 = k$$

Con base en lo antes expuesto se determina la relación existente entre el esfuerzo de cedencia evaluado en un ensayo de tracción  $[\sigma_0]$  (esfuerzo de cedencia para deformación homogénea) con el correspondiente con una condición de deformación biaxial  $[\sigma'_0]$ :

$$\sigma'_0 = \frac{2}{3}\sigma_0$$

### 2.4.4. Lugar de cedencia para un esfuerzo biaxial

Si uno de los esfuerzos principales se considera igual a cero, el criterio de cedencia se puede representar como una curva cerrada. Considerando el criterio de Von Mises

$$\begin{aligned} \sigma_3 &= 0 \\ \sigma_0 &= \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2)^2 + (-\sigma_1)^2]^{1/2} \\ \sigma_0^2 &= \sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1\sigma_2 \quad \dots \quad (2.25) \end{aligned}$$

que corresponde a la ecuación de una elipse horizontal y que sus ejes se han rotado 45°, el lugar geométrico que describe esta ecuación se conoce como el lugar de cedencia (figura 2.9).

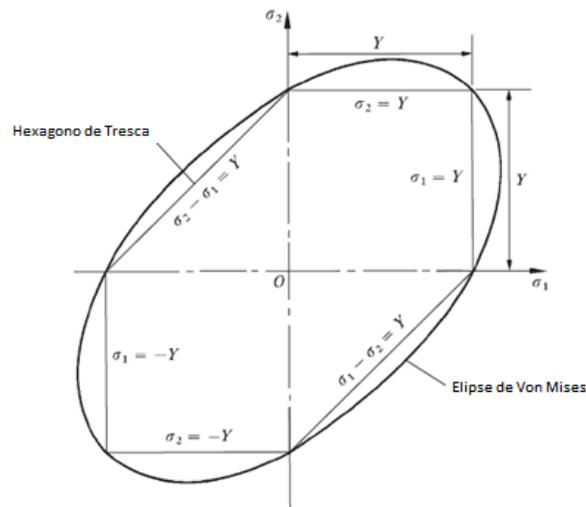


Figura 2.9 Lugar de cedencia de Tresca y Von Mises en el plano  $(\sigma_1, \sigma_2)$ , cuando  $\sigma_3 = 0$  [16].

El lugar de cedencia para el criterio de Tresca (esfuerzo cortante máximo) queda dentro de la elipse de cedencia de Von Mises.

## 2.5. Viscoplasticidad

En primera aproximación, las propiedades de muchos de los materiales durante un ensayo de tracción a temperatura ambiente son independientes del tiempo, esto quiere decir que se puede realizar el ensayo con una velocidad de carga muy pequeña o muy grande y el resultado cambiará muy poco. Sin embargo, a elevadas temperaturas (para cada material) la resistencia se vuelve dependiente de la velocidad de deformación [16].

Cuando un cuerpo es sometido a una fuerza externa, el sólido ejerce una respuesta a ésta y se opone mediante un ajuste en su red atómica para mantener el equilibrio. De forma macroscópica este ajuste atómico se percibe como una deformación o mediante una fractura. Cuando el cuerpo se deforma plásticamente, se supone que la deformación tiene lugar de forma instantánea, pero físicamente esto no es cierto ya que esta hipótesis es una consideración matemática que representa una condición límite de un comportamiento llamado viscoplasticidad [26].

En la literatura cuando se habla de un comportamiento viscoplástico, se dice que las propiedades del material tienen una dependencia del tiempo o que está en función del tiempo. Este fenómeno también se manifiesta como termofluencia y la deformación del material depende de la velocidad a la que se aplica la carga [26].

Microscópicamente, dos mecanismos diferentes pueden ser responsables del comportamiento viscoplástico del material. Un mecanismo se refiere a la formación de vacantes y del deslizamiento de los límites de grano, que son procesos esenciales en los fenómenos de fluencia (esfuerzo constante) y relajación (deformación constante). El segundo es una deformación plástica inducida por deslizamiento debido al movimiento y la multiplicación de las dislocaciones. A altas temperaturas, por debajo del punto de fusión, las dislocaciones superan sus barreras de corto alcance a través de su activación térmica, fenómeno que controla la velocidad de las dislocaciones móviles [27].

Existen 3 tipos de pruebas estandarizadas que se usan para identificar la respuesta de los materiales a una dependencia de la velocidad: ensayo de fluencia, ensayo de relajación y el ensayo a una velocidad de deformación constante.

Ensayo de fluencia: para este ensayo se aplica una carga que produce un esfuerzo  $\sigma_0$  de manera instantánea y se mantiene constante, figura 2.10 a), como resultado la deformación cambia en función del tiempo figura b).

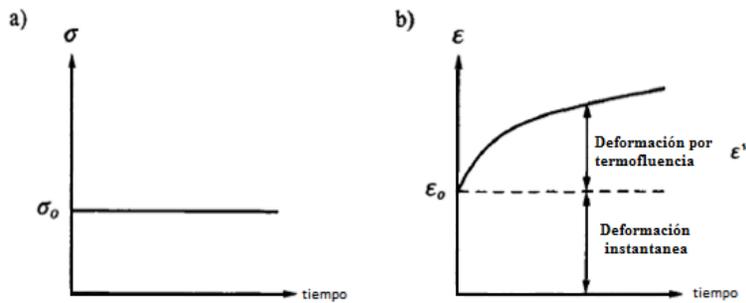


Figura 2.10 Pruebas de fluencia (creep test); a) historia del esfuerzo, b) historia de la deformación [26].

La deformación  $\epsilon_0$  es una deformación instantánea que puede ser elástica:

$$\epsilon_0 = \frac{\sigma_0}{E} \quad \dots \quad (2.26)$$

o elastoplástica

$$\epsilon_0 = \epsilon^e + \epsilon^p \quad \dots \quad (2.27)$$

y conforme pasa el tiempo se genera la deformación por fluencia,  $\epsilon^v$ . El tipo de deformación depende del material al que se le aplique el ensayo.

Ensayo de relajación: en este ensayo se aplica una carga que produce una deformación deseada o “deformación total”,  $\epsilon_0$ . Esta deformación se mantiene constante como muestra la figura 2.11 a), como resultado el esfuerzo decrece gradualmente con el tiempo (se relaja) como lo muestra la figura 2.11 b). El esfuerzo instantáneo ( $\sigma_0$ ) puede ser una respuesta elástica:

$$\sigma_0 = E \epsilon_0 \quad \dots \quad (2.28)$$

o elastoplástica

$$\sigma_0 = E(\epsilon_0 - \epsilon^p) \quad \dots \quad (2.29)$$

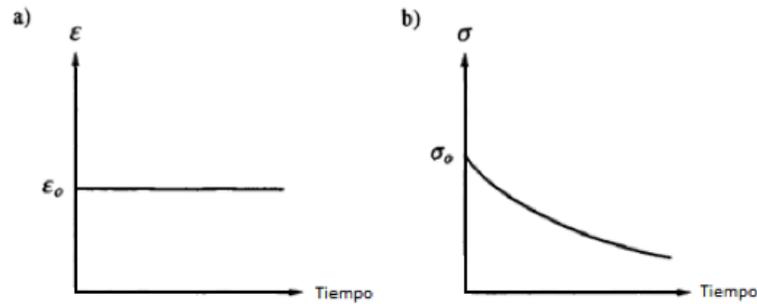


Figura 2.11 Ensayo de relajación; a) historial de la deformación, b) historial del esfuerzo [26].

Ensayo con velocidad de deformación constante: para este ensayo el material se deforma con una velocidad de deformación constante, y se mide la respuesta del esfuerzo para establecer una relación esfuerzo-deformación.

La ecuación 2.30 define la velocidad de deformación total ( $\dot{\epsilon}$ )

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = cte \quad \dots \quad (2.30)$$

En la figura 2.12 se observan tres pruebas que se aplicaron a un mismo material a diferentes velocidades, aquí se observa que cuanto mayor es la velocidad de deformación el material se comporta de manera más rígida. Esta es una propiedad típica de los materiales que presentan comportamiento viscoso ya que existe una dependencia del esfuerzo con la velocidad de deformación.

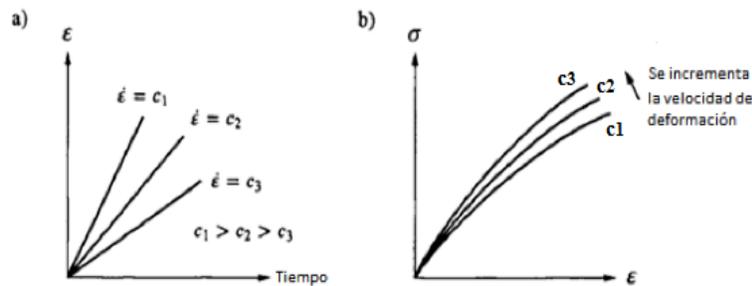


Figura 2.12 Prueba a velocidad de deformación constante; a) historial de la deformación para tres pruebas, b) Curvas esfuerzo-deformación correspondientes a las respuestas [26].

Esta tesis está motivada por la investigación en el sistema Al-Sn, que es ampliamente utilizado para los cojinetes de motor de combustión. En las aleaciones de aluminio convencionales el efecto viscoso a temperatura ambiente se considera poco importante, pero en trabajos anteriores parece ser que la adición de 20% en peso de Sn y la reducción del punto de fusión resultante incrementa el comportamiento viscoso de la aleación por lo que es necesario tomar en cuenta los efectos viscoplásticos de esta aleación [27], [28].

## 2.6. El efecto Portevin-Le Chatelier

El efecto Portevin-Le Chatelier (*PLC*) describe una curva esfuerzo-deformación dentada o una curva de flujo no uniforme o desigual, que presentan algunos materiales a medida que se someten a una deformación plástica específicamente no homogénea.

El mecanismo exacto que conduce hasta la caída del esfuerzo sigue siendo un tema de mucho debate [29]. En un principio fue considerado como un fenómeno inestable de la velocidad de deformación, mientras que otros consideraban que se debía a la propagación de "ondas lentas" dentro del material [30].

Actualmente el fenómeno se asocia con un efecto de difusión conocido como "envejecimiento dinámico" [31], [32], debido a la interacción de las dislocaciones móviles y las impurezas o elementos aleantes del material, que pueden estar intersticialmente disueltos (metales cúbicos centrados en el cuerpo (bcc)) o sustitucionalmente disueltos (metales b.c.c. y cúbicos centrados en las caras (fcc)) [32] (el efecto no está documentado en otros sistemas cristalinos).

En los últimos años se han realizado nuevos trabajos sobre el efecto *PLC* principalmente en aleaciones de aluminio, Al-Mg [33], Al-Cu, Al-Si [34], Al-li [35] y Al-Zn.

En estos trabajos se ha señalado la interacción de los precipitados con las dislocaciones como responsable del fenómeno, ya que cuando los precipitados se cortan por el movimiento de las dislocaciones durante el ensayo de tracción, puede producir una disolución parcial de precipitados y crear regiones localizadas de sobresaturación de átomos de soluto. Conjuntamente con una densidad crítica de dislocaciones, la interferencia con los átomos de los solutos dará lugar a una sensibilidad negativa a la velocidad de deformación y a una curva esfuerzo deformación serrada [35].

Las caídas de carga en este fenómeno pueden tener diferentes características lo que ha dado lugar a la definición de los diferentes tipos : *A*, *B*, *C* [34] y *S*, *P* [32] (figura 2.15). Un concepto importante es la sensibilidad a la velocidad de deformación de la carga aplicada [32]

$$\gamma = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad \dots \quad (2.31)$$

donde  $\gamma$  es la sensibilidad a la velocidad de deformación,  $\sigma$  es el esfuerzo de la carga aplicada y  $\dot{\epsilon}$  la velocidad de deformación.

En el rango de temperaturas donde se presenta el envejecimiento dinámico por deformación,  $\gamma$  decrece conforme aumenta la deformación (esfuerzo de fluencia) hasta que se vuelve cero (este es el esfuerzo inicial o deformación inicial del flujo serrado), después asume valores negativos, es decir, el esfuerzo disminuye conforme aumenta la velocidad de deformación, muy al contrario del comportamiento durante el movimiento normal de las dislocaciones.

El inicio del efecto PLC aparece cuando la sensibilidad a la velocidad de deformación se vuelve negativa y la deformación no homogénea comienza. Este efecto también puede aparecer en la superficie de las muestras como bandas de deformación plástica. Este proceso se inicia a una llamada deformación crítica,  $\epsilon_c$ , que es la deformación mínima necesaria para la aparición del escalonamiento en la curva esfuerzo-deformación y es dependiente tanto de la temperatura como de la velocidad de deformación. La  $\epsilon_c$  se atribuye a una mejor difusión del soluto debido a las vacantes creadas por la deformación y una mayor densidad de dislocaciones móviles, ambos contribuyen a la inestabilidad de las aleaciones con defectos sustitucionales, mientras que las aleaciones con defectos intersticiales son afectadas únicamente por el aumento en la densidad de dislocaciones móviles.

### Tipos de flujo serrado

Se han identificado cinco tipos de curvas serradas debidas al envejecimiento dinámico A, B, C, D y E. Los tipos A, B y C son las mas comunes y sus características están bien documentadas (figura 2.13) [36]:

- Tipo A: este flujo serrado es periódico debido a una formación repetida de bandas repetidamente que inicialmente se forman en el mismo extremo de la probeta y que se propagan en la misma dirección a lo largo de la probeta. Estas se consideran como un dentado enclavado, caracterizado por una elevación repentina seguida de una caída del esfuerzo. Estas ocurren en la parte de la temperatura inferior (elevada velocidad de deformación) del régimen del envejecimiento dinámico.
- Tipo B: estas son oscilaciones que ocurren de manera rápida que ocurren debido a una propagación discontinua resultante del movimiento de las dislocaciones en las bandas. El dentado tipo B ocurre a altas temperaturas y bajas velocidades de deformación.
- Tipo C: son caídas del esfuerzo de cedencia que ocurren a elevadas temperaturas y velocidades de deformación menores a las de A y B.

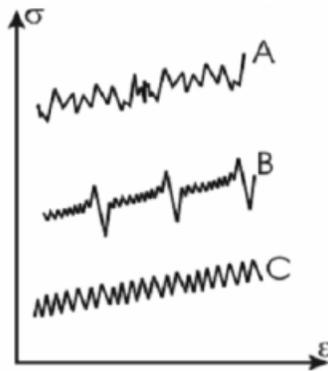


Figura 2.13 Tipos principales del comportamiento PLC [37]

## Capítulo 3. Procedimiento Experimental

El desarrollo de esta tesis se realizó en varias etapas comenzando con la obtención de material de aluminio 1100 y de la aleación SAE783. Se usó aluminio 1100 para comparar el efecto que tiene el estaño en la aleación SAE783.

Tabla 3.1 Composición del aluminio 1100

Designación	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Zn %	Ti %	Otros %	Al %min
1100	0.95 Si + Fe		0.05-0.2	0.05	-	0.1	-	0.15	99.00

Se maquinaron el planchón de aluminio 1100 y el lingote de SAE783 hasta un espesor deseado, posteriormente se laminaron para después maquinarse nuevamente y generar las probetas que posteriormente se someten a un tratamiento térmico y finalmente se realizaron los ensayos de tracción (figura 3.1). A continuación se explica brevemente cada paso del desarrollo experimental.

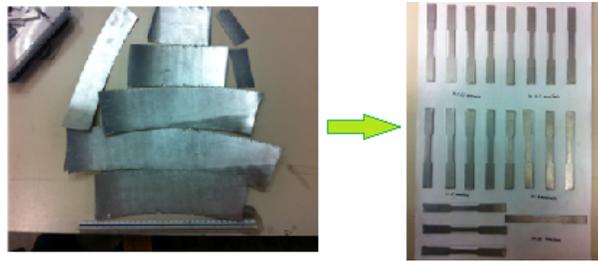


Figura 3.1 Laminas y probetas para ensayo de tracción de aleación SAE783

### 3.1. Proceso de Fundición

Para la fundición y obtención de los lingotes de la aleación SAE 783 se siguió el siguiente procedimiento:

## Preparación de la carga

La aleación SAE783 se compone por 79% en peso de aluminio, 20% de estaño y 1% de cobre. Se usó un refinador de grano, Al-5%Ti-1%B, el cual tiene efectos importantes durante el proceso de fundición ya que al tener una matriz de aluminio ésta funde liberando partículas de Ti y B cuyo punto de fusión es de 1660 °C y 2300 °C respectivamente. Estas partículas van a funcionar como puntos de nucleación para la nueva fase sólida y así permitir un tamaño de grano más fino. La pastilla de hexacloroetano se utilizó para desgasificar la aleación y así evitar una elevada porosidad en el producto final. La tabla 3.2 muestra la cantidad de la masa de cada elemento usado para la fundición.

**Tabla 3.2 Porcentajes de los elementos de la carga**

Elemento	Porcentaje [%]	Masa [g]
Aluminio	78	3120
Estaño	20	809
Cobre	1	41
Refinador Al-5%-1%B	1	40
Hexacloroetano		24

## Selección y limpieza de lingoteras

Para el trabajo se consideró la cantidad de material que no sería útil debido a defectos como la forma irregular de la superficie y el rechupe que se forma en la cara abierta al medio ambiente.

El rechupe ocurre debido a que al verter el líquido, la transferencia de calor heterogénea provoca que el material empieza a solidificar en las zonas que están en contacto con la superficie de la lingotera, esto provoca una contracción en el metal ya solidificado a lo que se le conoce como rechupe.

Debido a lo ya mencionado, se optó por usar una lingotera vertical, la cual tenía las siguientes características, 43 cm de largo, 12.5 cm de alto y 2.5 cm de ancho. También se preparó una lingotera horizontal para verter el posible excedente. Las lingoteras se limpiaron de cualquier excedente u óxido que tuviesen, se le aplicó una película de plombagina (polvo de grafito) y por último se aplicó cemento refractario en las uniones de las placas para evitar que el metal líquido se fugue por las uniones.

## **Fundición**

Se colocó el cobre y el aluminio dentro del crisol y se introdujo en el horno, aproximadamente una hora después de que se encendió el horno, el interior del crisol alcanzó los 800 °C, se añadió el estaño. Cuando el material fundió y se alcanzó una temperatura de 900 °C se introdujo un tubo de grafito para agregar el refinador de grano y agitar vigorosamente, seguido del hexacloroetano para desgasificar la aleación. Por último se vertió el metal líquido en la lingotera vertical y el excedente en la horizontal, estos se introdujeron en una tina para ser enfriados con agua hasta llegar a temperatura ambiente.

Se realizaron dos fundiciones la primera se desgasificó únicamente con hexacloroetana y la segunda además del hexacloroetano también se le introdujo gas argón mediante un tubo de acero inoxidable.

## **3.2. Metalografía**

Se prepararon muestras metalográficas del planchón de Aluminio 1100 y del lingote SAE 783, al material laminado SAE 783 con y sin tratamiento térmico y a las láminas de aluminio 1100 con y sin tratamiento térmico.

Para el proceso se usó la norma ASTM E3-01 [38], se tomaron muestras de 2x2 cm aproximadamente y con una altura de 4 cm del lingote y el planchón, los cuales se pulieron con lijas de carburo de silicio con tamaños de 80 hasta 600 de la marca FANDELI® que maneja el sistema ANSI (American National Standards Institute), y que indica el tamaño de grano del material abrasivo que contienen. Para el proceso de pulido se utilizó un paño para pulir MicroCloth® (BUEHLER) y una pasta hecha de agua con óxido de aluminio (alúmina Micropolish B® de 0.05 micras).

Para el análisis de las muestras se empleó un microscopio óptico y un microscopio electrónico de barrido Philips XL20 con filamento de tungsteno, equipado con un detector estándar de electrones secundarios Eberhard-Thornly y un detector para electrones retrodispersados.

Para el material laminado se tomaron muestras del material sin recocido y del material recocido. Debido a lo delgado de las probetas es difícil hacerles una metalografía tradicional, por lo que se montaron en resina epóxica de curado rápido EPO-KWICK®, ya que la reacción exotérmica que se genera por la reacción de la resina y el endurecedor produce una temperatura menor a la generada al calentar la baquelita, en la resina epóxica es de 85°C mientras que con baquelita se alcanzan 130°C.

## **3.3. Maquinado y laminado de lingote**

Para este trabajo se propuso una deformación equivalente de Von Mises de 3.5, puesto que en otros trabajos [35], [36] se ha observado que se presentan condiciones de viscoplasticidad. Con el material que se disponía se tomó un espesor inicial de  $h_0 \approx 2.03$  cm (0.8 in), y el espesor final deseado  $h_f \approx 0.1$  cm (0.0386 in).

Se cortó un planchón de 10x10 cm y se careó en una máquina fresadora hasta que se alcanzó el espesor deseado, se obtuvo un espesor  $\approx 2$  cm (0.795 in) Considerando esta como la nueva dimensión final y usando la ecuación de deformación de Von Mises

$$\varepsilon_{VM} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h_0}{h_f} \quad \dots \quad (3.1)$$

$$\frac{\sqrt{3}}{2} \times \frac{7}{2} = \ln \frac{2}{h_f} \rightarrow h_f = \frac{2}{e^{\frac{7\sqrt{3}}{4}}}$$

se obtiene un espesor final  $\approx 0.1$  cm (0.03837 in).

El laminado se realizó en una laminadora dúo reversible a una velocidad lineal  $\approx 15$  m/min (50 ft/min). En otros trabajos se ha observado que el laminado en frío presenta problemas en los primeros pasos, y con una deformación del 10% provoca un fenómeno conocido como fauces de cocodrilo. Por esto, se inició con una deformación en frío del 2% y fue aumentando sucesivamente a 4%, 6%, 8% hasta alcanzar el 10%. Una vez alcanzado el 10%, los siguientes pasos fueron con una reducción de un 10% del espesor.

Durante el proceso de laminado se redujo el espesor del material y como consecuencia la longitud aumentó, el material fue cortado en secciones de 20 cm de largo aproximadamente. Debido al endurecimiento por trabajo en frío se necesita de esfuerzos cada vez mayores para reducir su espesor, al final del proceso las laminas de SAE783 presentaron fracturas en los bordes, este defecto está descrito en la literatura como una causa de un curvatura más pronunciada de lo normal en los rodillos [39].

La deformación equivalente de Von Mises alcanzada para la aleación de aluminio fue de  $\varepsilon_{VM} = 3.335$ , mientras que la alcanzada en la aleación SAE783 fue  $\varepsilon_{VM} = 3.445$

### 3.4. Maquinado de probetas

Para generar las probetas se cortaron piezas rectangulares de 2 cm de ancho por 12 cm de largo; estas piezas se cortaron de forma que la sección longitudinal tuviese la misma dirección que la de laminado. Se maquinaron con una fresadora de control numérico utilizó la norma ASTM E8M-00b [40] para generar la geometría de las probetas del tamaño reducido como marca la figura 3.5, se obtuvieron 40 probetas para SAE 783 y 35 probetas para Aluminio 1100.

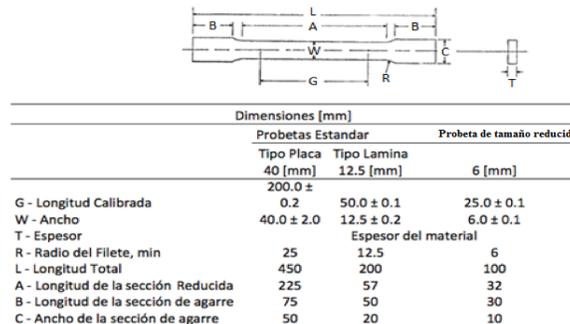


Figura 3.5 Dimensiones para probetas normalizadas [34].

### 3.5. Tratamiento térmico de recocido

Las probetas se introdujeron en una charola de acero inoxidable al horno precalentado a una temperatura de 400°C por un tiempo de 60 minutos, en trabajos anteriores se encontró que con estos parámetros de tiempo y temperatura se obtiene la mejor ductilidad [41], [42]. Mediante el uso de termopares y la programación en LabView®, se busca tener un control de la temperatura y garantizar que el material realmente alcance la temperatura deseada durante el tratamiento térmico. La figura 3.5 muestra el tiempo que tardan las probetas en alcanzar la temperatura deseada que fue de siete minutos y medio y que alcanza una temperatura pico de 430°C y tarda casi doce minutos en bajar a una temperatura de 403°C. El uso de termopares permitió adecuar la temperatura real de las muestras a las necesidades del trabajo, se vio que la temperatura mostrada por el display era la que mantenían las probetas.

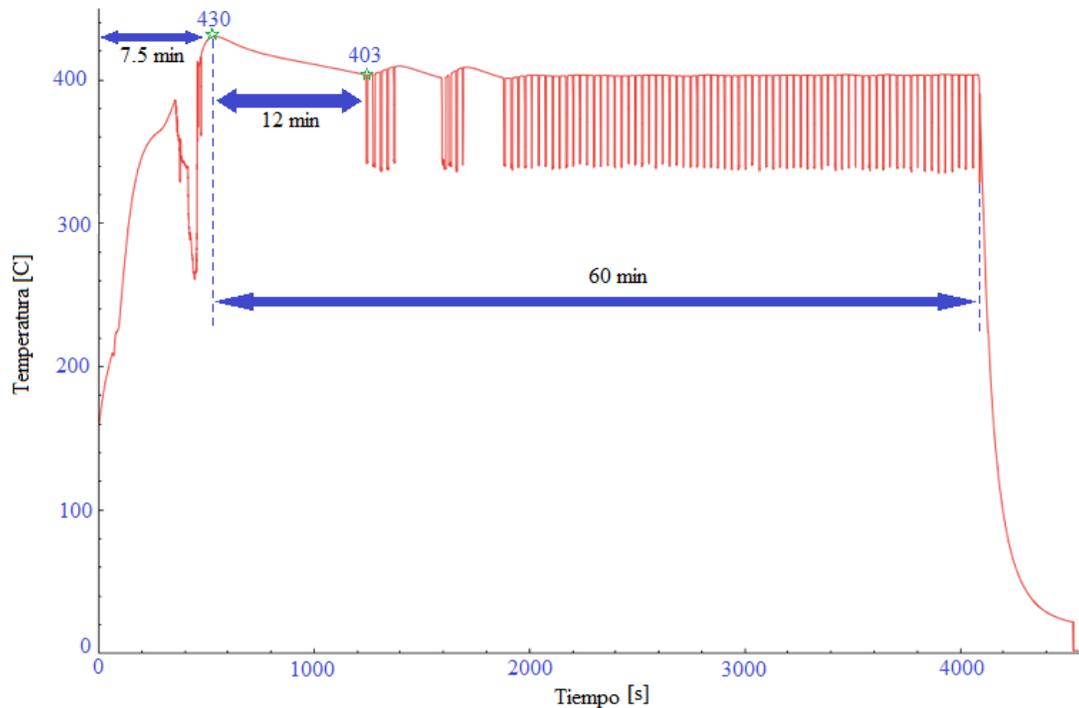


Figura 3.5 Curva de calentamiento para una probeta de aleación SAE 783

### 3.6. Ensayo de Tracción

Los ensayos se llevaron a cabo en una máquina universal de ensayos Shimadzu® que cuenta con conexiones para adquisición de datos con extensómetro, se usó un extensómetro biaxial de pinzas Epsilon®. Primero se conectó el extensómetro a la máquina y se calibró junto con la máquina. Se especificaron los parámetros de las probetas a ensayar, como su espesor, ancho, longitud de la zona de prueba y la velocidad de deformación de la prueba. Se estimó una deformación dentro de la zona elástica en la cual el extensómetro midió los cambios en la longitud de la zona de prueba, y cuando se alcanzó dicha deformación la prueba se detuvo para retirar el extensómetro y continuar con la prueba.

El programa generó un archivo .csv que contiene los datos del tiempo, carga aplicada y desplazamiento tanto de la maquina como del extensómetro. Los ensayos se realizaron por lotes: SAE783 Sin Tratamiento Térmico (STT), SAE783 Con Tratamiento Térmico (CTT), Al 1100 STT y Al 1100 CTT; por falta de material sólo se pudieron producir quince probetas para el aluminio 1100 sin tratamiento térmico. Se ensayaron cuatro probetas para cada velocidad de deformación las cuales fueron a 1.25, 2.5, 5, 10 y 20 mm/min para el material que tenía recocido, cuatro por velocidad para la SAE 783 sin recocido y tres por velocidad para el aluminio 1100 sin recocido.

Tabla 3.5 Lotes para los ensayos

	1.25 mm/min	2.5 mm/min	5 mm/min	10 mm/min	20 mm/min
Aluminio 1100 STT	3	3	3	3	3
Aluminio 1100 CTT	4	4	4	4	4
SAE 783 STT	4	4	4	4	4
SAE 783 CTT	4	4	4	4	4

En la figura 3.7(A) se aprecia una caída en el esfuerzo debido a la relajación del material cuando la prueba se detiene para retirar el extensómetro. Esta relajación es una clara indicación del efecto viscoplástico, aún cuando en el siguiente capítulo se demostrará que el problema estudiado es más complejo que el estudio de la viscoplasticidad por si sola.

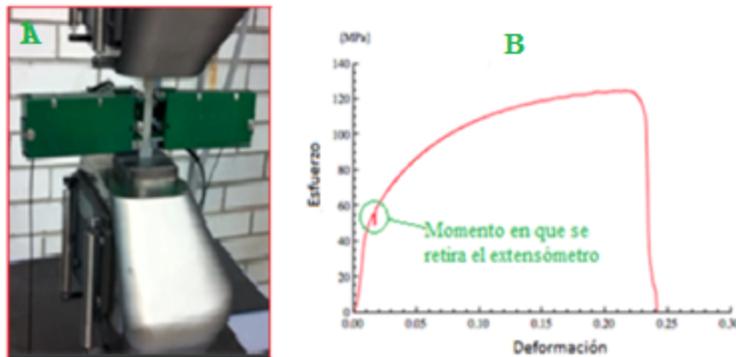


Figura 3.7 A) Montaje del extensómetro en la probeta durante el ensayo de tracción, B) curva esfuerzo deformación a 20mm/min de la aleación SAE783

## Capítulo 4. Análisis de resultados

En este capítulo se muestran los resultados obtenidos durante los ensayos de tracción. Para el manejo de los datos y adecuada presentación de los mismos se hizo uso de dos programas de cómputo: Microsoft Excel® y Mathematica®. En la primera parte se presentan las microestructuras del proceso de fundición y la comparación entre material laminado con y sin recocido. En la segunda parte se muestran los datos obtenidos de los ensayos de tracción para cada aleación, así como las gráficas esfuerzo-deformación.

### 4.1 Microestructura

La primer fundición mostro un exceso de poros, algunos de los cuales median entre que fueron 7 hasta 20  $\mu\text{m}$ , estos poros perjudican el desempeño de la aleación. La segunda fundición se realizó de la misma forma pero esta vez también se agregó como un segundo desgasificante gas argón, a través de un tubo de acero inoxidable.

La figura 4.1 muestra las microestructuras de la aleación SAE 783 desgasificada únicamente con hexacloroetano; la figura (a) es de un microscopio óptico y se observan poros de varios tamaños, mientras que las figuras (b) y (c) se tomaron con un microscopio electrónico de barrido, se observan intermetálicos con forma alargada, parecida a la forma de escritura china figura 4.1(b) y otras formas figura 4.1(c).

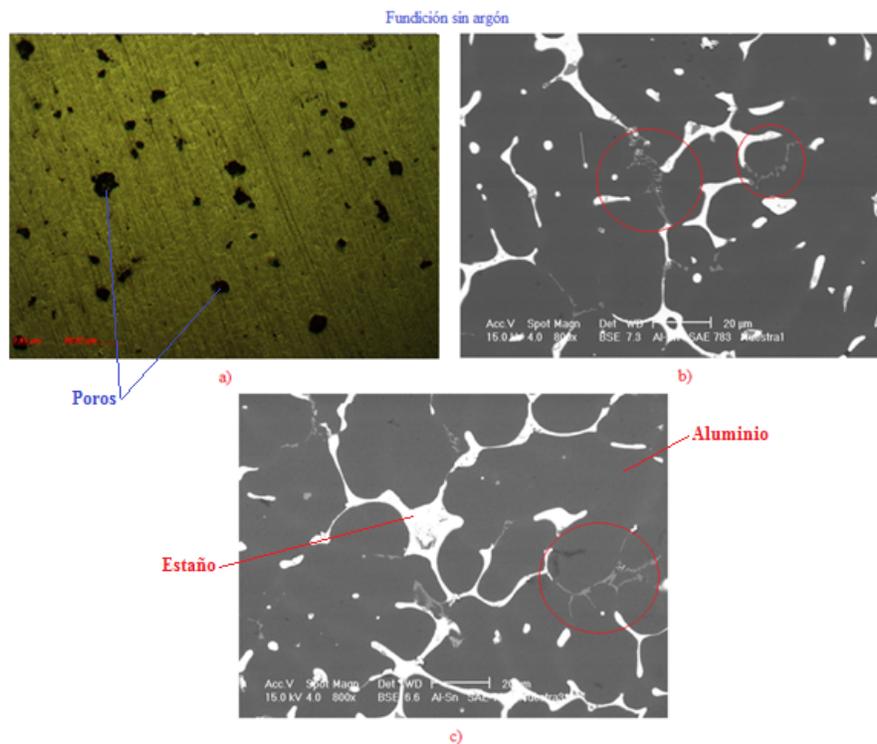


Figura 4.1 Microestructuras SAE783 desgasificado únicamente con hexacloroetano a) microscopio óptico a 50x, b) y c) microscopio electrónico de barrido a 800x.

La desgasificación con argón reduce la cantidad y tamaño de los poros en la aleación. En esta los intermetalicos pierden su forma aguda y parecen formar puntos que se agrupan, en algunos casos forman partículas de mayor tamaño figuras 4.2 (b) y (c).

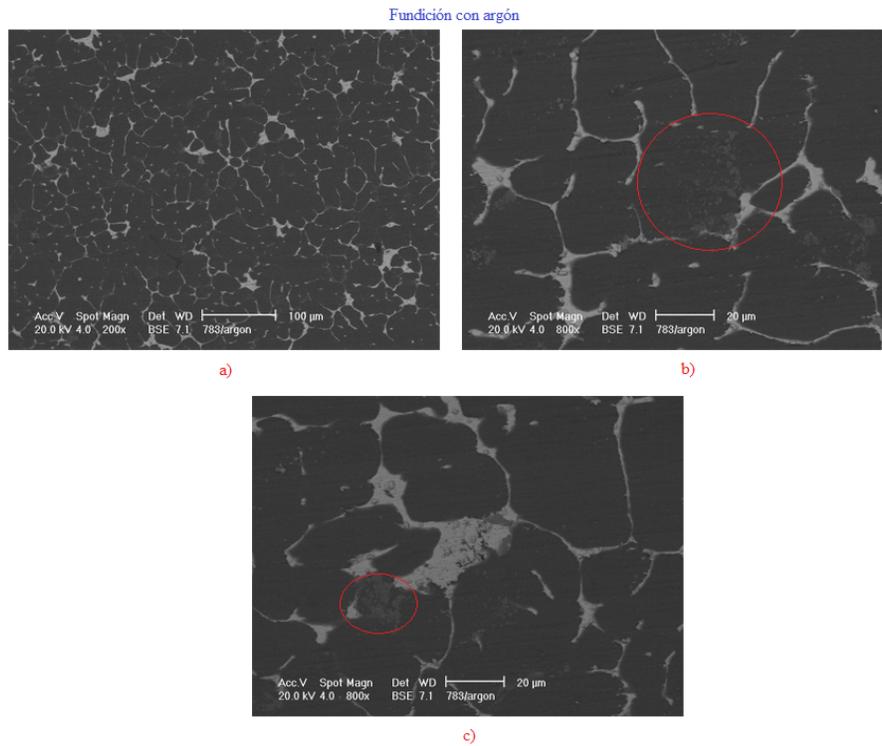


Figura 4.2 Microestructuras de lingote segunda fundición aleación SAE 783: a) 200x, b) y c) 800x.

### Microestructura resultante del laminado

La figura 4.3 muestra la microestructura obtenida después del laminado, las imágenes se tomaron en la dirección del laminado. Se observa que el estaño (en color blanco) que rodeaba los granos de aluminio antes del proceso de laminado, ahora tiene una morfología de listón. Además aparecen partículas dentro de la estructura del estaño las cuales presentan una forma romboide (color gris oscuro) figura 4.3 (b).

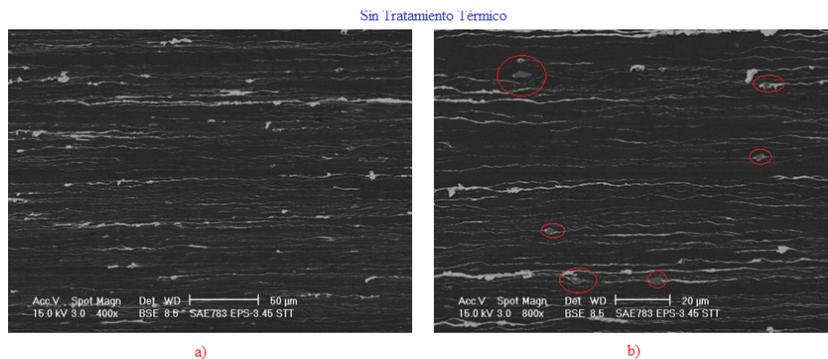


Figura 4.3 Microestructura de la aleación SAE 783 laminada en frío hasta una deformación de Von Mises  $\epsilon = 3.445$  sin recocido, a) 400x y b) 800x

## Microestructura laminado con tratamiento térmico de recocido

En la figura 4.4 se observa el efecto del recocido a 400°C por una hora, sobre la morfología de la aleación. Los listones de estaño sufren una transformación como consecuencia del tratamiento térmico de recocido, estos se ensancharon y ya no son continuos como lo eran antes del recocido figura 4.4(a). En las figuras 4.4(b) y (c) se observa que el estaño se acomodó rodeando lo que parecen ser granos de aluminio. Esto indica que el aluminio recrystalizó mientras que el estaño fluyó y se distribuyó entre los granos de aluminio. Los listones de estaño provocan defectos superficiales durante el ensayo de tracción, como el desprendimiento de una capa superficial.

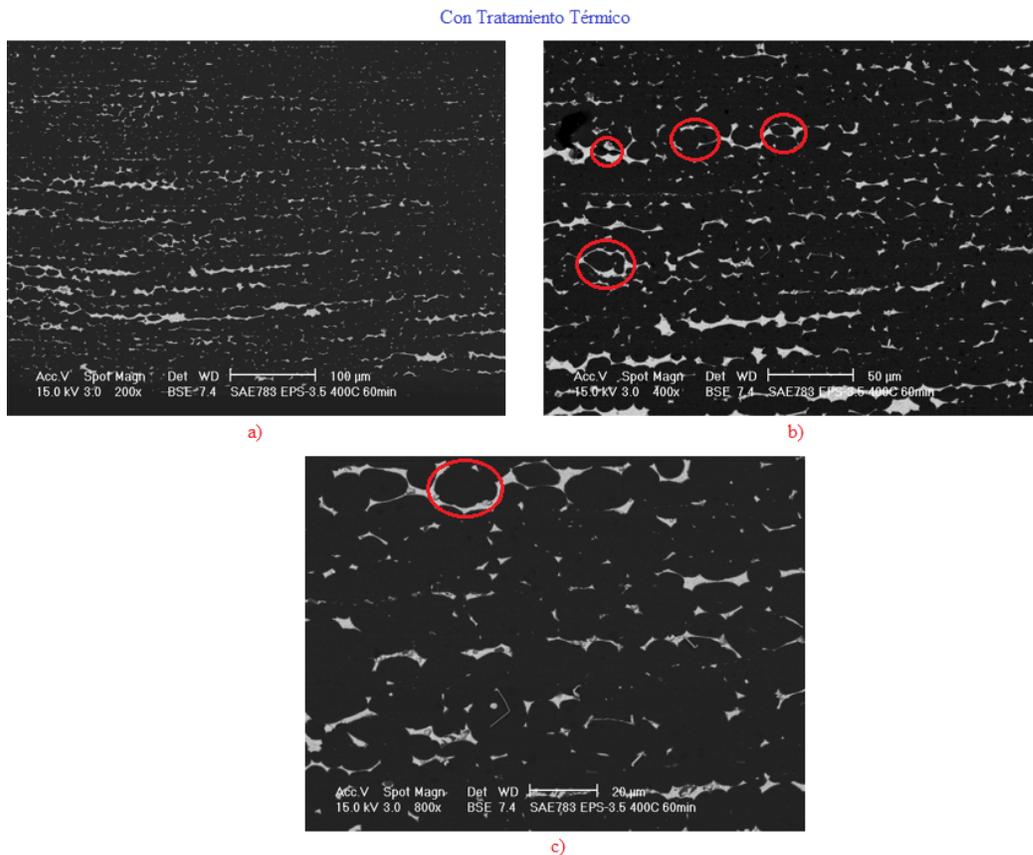


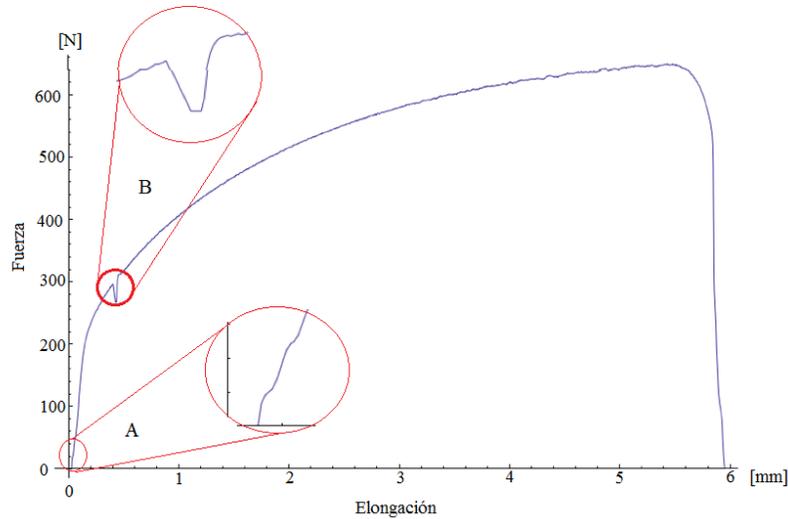
Figura 4.4 Microestructura de la aleación SAE 783 laminada en frío hasta una deformación de Von Mises  $\epsilon = 3.445$  y con recocido a 400 °C por una hora; a) 200x, b) 400x y c) 800x

## 4.2. Ensayos de tracción

Los resultados obtenidos de la máquina universal consistieron en carga (fuerza en  $N$ ), desplazamiento de los cabezales (longitud en  $mm$ ) y datos del extensómetro ( $\Delta l$ ). Como ya se ha mencionado a lo largo de

esta tesis, los parámetros en donde se obtiene la mejor ductilidad para la aleación SAE 783 son a una temperatura de recocido de 400 °C y un tiempo de 60 minutos.

La figura 4.5 muestra una de las curvas obtenida mediante la paquetería Mathematica® con los datos de la prueba de tracción. Se observan dos zonas A y B, la zona A representa un deslizamiento entre las mordazas y la probeta. Los datos en este rango se eliminan, para contar únicamente con datos que permitan caracterizar mecánicamente el material de manera adecuada. La zona B muestra la relajación del material debido a la interrupción de la prueba para retirar el extensómetro y reiniciar nuevamente la prueba.



**Figura 4.5 Curva de la prueba mecánica con datos de fuerza vs elongación**

Los ensayos de tracción se realizaron a temperatura ambiente por lo que se necesitó considerar la temperatura homóloga de la aleación durante los ensayos. La temperatura homóloga se define:

$$\theta = \frac{T}{T_{fus}} \dots (5.1)$$

donde  $\theta$  es la temperatura homóloga,  $T$  es la temperatura de trabajo,  $T_{fus}$  es la temperatura de fusión, ambas en valor absoluto. Esta se calculó mediante una aproximación, partiendo de las temperaturas de fusión de los elementos característicos de esta aleación, aluminio (660.5°C) y estaño (232°C). Usando un diagrama de fases se encontró un punto de fusión para la aleación SAE 783 de 560°C.

La temperatura ambiente fue de 22°C, empleando la ecuación 5.1:

$$\theta = \frac{295.15 \text{ K}}{838.15 \text{ K}} = 0.35$$

cuando se tiene una temperatura homóloga por debajo del 0.3 se considera un trabajo en frío y por encima 0.6 se le llama trabajo en caliente, de 0.3 a 0.6 se habla de trabajo en tibio.

La temperatura homóloga que se obtuvo indicó que el material se comportaría teóricamente como si se estuviera trabajando en tibio durante el ensayo de tracción y aunque la recrystalización es muy lenta, los efectos de termofluencia son importantes. El comportamiento mostrado por la aleación SAE 783 con tratamiento térmico, presentó un flujo plástico discontinuo que generó en la curva una apariencia de dientes

de sierra (flujo serrado). Un comportamiento similar se describe en la literatura como envejecimiento dinámico, que es un tipo de comportamiento que está asociado generalmente al fenómeno del punto de cedencia (Yield point phenomenon) [16]. A pesar de que este fenómeno se describió hace más de 150 años, sigue sin entenderse por completo [43].

El fenómeno de curvas serradas se conoce como Efecto de Portevin-Le Chatelier y se ha observado en aleaciones de aluminio; sin embargo no se ha documentado para este tipo de aleación. Este comportamiento tiene una importancia considerable en aplicaciones industriales, ya que puede reducir la ductilidad del material. En la literatura se menciona que el envejecimiento dinámico se activa térmicamente y que el efecto de la sensibilidad negativa a la velocidad de deformación tiende a desaparecer con la disminución de la temperatura [44].

Las curvas esfuerzo-deformación presentan caídas en el esfuerzo que siguen un patrón periódico cuya frecuencia y magnitud varía dependiendo la velocidad de deformación. En la literatura la variación del comportamiento se asocia con una sensibilidad a la velocidad de deformación, en aceros Hadfield se ha visto que la sensibilidad negativa produce un incremento en la magnitud de las caídas del esfuerzo [45]. A continuación se muestran las curvas de las aleaciones a diferentes velocidades de deformación (figuras 4.6 a 4.16).

## 4.2.1 Propiedades mecánicas y curvas esfuerzo–deformación

### Probetas de aluminio 1100 con $\epsilon_{VM} = 3.3$ STT

A partir de los datos obtenidos de los ensayos de tracción se obtuvieron las propiedades mecánicas: esfuerzo de cedencia ( $\sigma_y$ ), esfuerzo máximo ( $\sigma_{max}$ ), deformación máxima ( $\epsilon_{max}$ ), constante de endurecimiento por deformación ( $k$ ) y el exponente de endurecimiento por deformación ( $n$ ). En la tabla 4.1 se presentan los resultados para el aluminio 1100 sin tratamiento térmico de recocido (STT) y una deformación equivalente de Von Mises  $\epsilon = 3.3$ . Se observa en la tabla que en la velocidad de deformación 5 mm/min se tiene el valor más bajo de los esfuerzos, mientras que el más alto fue a 20 mm/min. Se observa que la dispersión en estas dos es mayor que las demás.

**Tabla 4.1 Resultados para el Aluminio 1100  $\epsilon = 3.3$  sin Tratamiento Térmico**

V	d $\epsilon$ /dt	$\sigma_y$	$\sigma_y$ promedio	Desviación estándar	$\sigma_{max}$	$\epsilon_{max}$
[mm/min]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	%
1.25	0.000417	205	197	$\pm 7.2$	220	2.1
		191			207	1.7
		195			214	2.4
2.5	0.00083	207	203	$\pm 4.6$	222	1.7
		198			210	1.3
		204			216	1.3
5	0.00167	202	197	$\pm 17.1$	215	2
		211			222	1.9
		178			205	0.8
10	0.00333	208	214	$\pm 5.3$	220	1.7
		216			227	2.3
		218			230	2.1
20	0.00667	222	208.7	$\pm 12.6$	233	1.4
		197			207.88	1.9
		207			221	1.4

La tabla 4.2 se observa el comportamiento de la constante y exponente de endurecimiento por deformación, existe una gran dispersión en los datos para la velocidad de deformación 5 mm/min, la de a 20 mm/min también presenta una dispersión alta pero mucho menor a la de 5.

**Tabla 4.2 Resultados para el Aluminio 1100  $\epsilon = 3.3$  sin Tratamiento Térmico**

V	k	Promedio	Desviación estándar	n	Promedio	Desviación estándar
[mm/min]	[MPa]	[MPa]	[MPa]			
1.25	291.78	299.12	±8.0	0.063	0.075	±0.0120
	307.66			0.087		
	297.91			0.075		
2.5	299.09	291.15	±7.6	0.066	0.065	±0.0010
	283.85			0.065		
	290.50			0.064		
5	272.50	344.03	±116.5	0.053	0.096	±0.0748
	281.11			0.052		
	478.48			0.182		
10	288.53	287.22	±4.1	0.059	0.053	±0.0051
	282.63			0.049		
	290.51			0.052		
20	319.84	300.78	±30.8	0.068	0.066	±0.0126
	265.23			0.053		
	317.27			0.078		

La figura 4.6 muestra las curvas esfuerzo-deformación para esta aleación a las cinco velocidades de deformación. Se observa que los ensayos no son nada repetibles y donde se presenta la mayor desviación es a una velocidad de deformación de 5 mm/min. También una de las probetas a esta velocidad fracturó antes que las demás. Las probetas trabajadas en frío presenten poca ductilidad ya que se les aplicó más del 90% de deformación en frío previo a su ensayo, pero su comportamiento bajo mismas condiciones debería ser el mismo. el problema puede deberse a una falla en el maquinado de algunas probetas o a su colocación durante las pruebas.

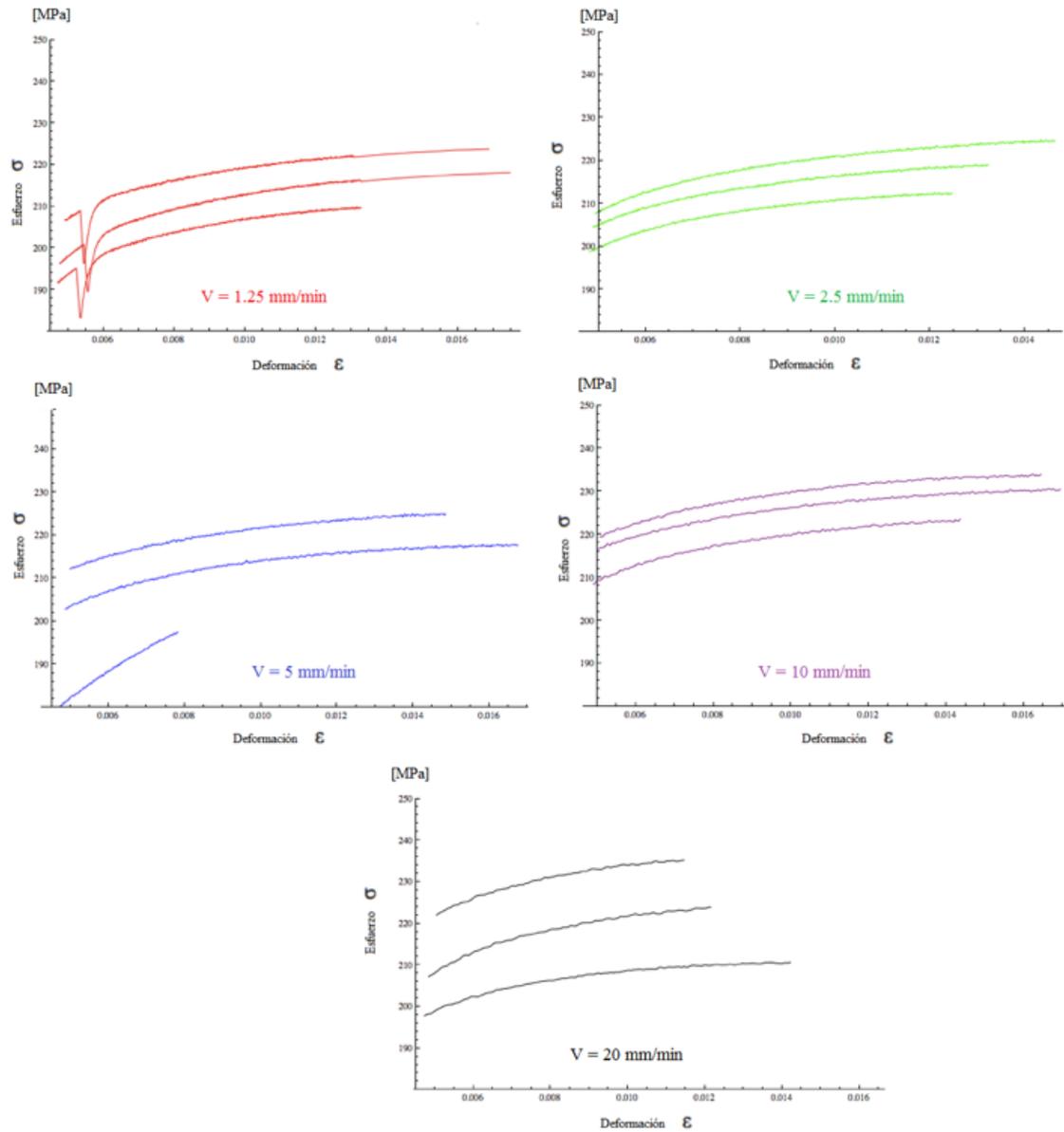


Figura 4.6 Curva esfuerzo-deformación verdadera Al1100  $\epsilon = 3.3$ , sin tratamiento térmico.

### Probetas de aluminio 1100 con $\epsilon_{VM} = 3.3$ CTT a 400°C

El tratamiento térmico modificó la microestructura del material y por ende sus propiedades mecánicas. Esto se puede observar al comparar las tablas 4.1 y 4.3 donde el esfuerzo de cedencia y el esfuerzo máximo, del material con recocido, son menores que los del material sin tratamiento térmico mientras que la ductilidad es mayor. El parámetro  $n$  es mayor para el material recocido.

**Tabla 4.3 Resultados para el Aluminio 1100  $\epsilon = 3.335$  con recocido a 400°C**

V	d $\epsilon$ /dt	$\sigma_y$	$\sigma_y$ promedio	Desviación estándar	$\sigma_{max}$	$\epsilon_{max}$
[mm/min]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	%
1.25	0.00042	28	22.25	±4.03	90	18.9
		22			92	18.3
		19			88	20
		20			90	19
2.5	0.00083	21	21.5	±1.73	88	17.7
		20			86	18.4
		21			89	18.8
		24			90	15.6
5	0.00167	20	20	±0.82	87	19.2
		19			88	17.7
		21			89	20.6
		20			88	17.5
10	0.00333	42	45.5	±2.89	94	18.9
		46			97	18.2
		49			100	18
		45			96	18
20	0.00667	24	36	±9.06	90	21.9
		34			99	18.6
		43			93	19.2
		43			92	18.4

En la tabla 4.4 se observa una dispersión mucho menor a la que presentaron los datos del aluminio sin recocido, también se observa una disminución en el parámetro  $k$  mientras que  $n$  es mayor para el material recocido

**Tabla 4.4 Resultados para el Aluminio 1100  $\epsilon = 3.335$  con recocido a 400°C**

V	k	Promedio	Desviación estándar	n	Promedio	Desviación estándar
[mm/min]	[MPa]	[MPa]	[MPa]			
1.25	176.335	188.76	±8.94	0.265	0.299	±0.023
	197.019			0.310		
	188.786			0.312		
	192.9			0.309		
2.5	187.57	189.54	±5.00	0.301	0.304	±0.002
	184.786			0.307		
	189.296			0.304		
	196.501			0.304		
5	186.281	190.86	±4.78	0.303	0.312	±0.011
	195.63			0.321		
	187.237			0.302		
	194.291			0.322		
10	175.428	176.43	±1.72	0.244	0.232	±0.009
	176.723			0.229		
	178.728			0.224		
	174.844			0.231		
20	181.63	177.99	±13.59	0.284	0.25275	±0.027
	195.687			0.266		
	167.518			0.230		
	167.121			0.231		

En la figura 4.7 se observa que la repetitividad de las curvas es mucho mayor que las del material sin recocido. También el flujo serrado cambia, mientras que en las pruebas sin recocido este se presentó a lo largo de toda la prueba, en el material recocido el comportamiento se desvanece hacia el final de la prueba.

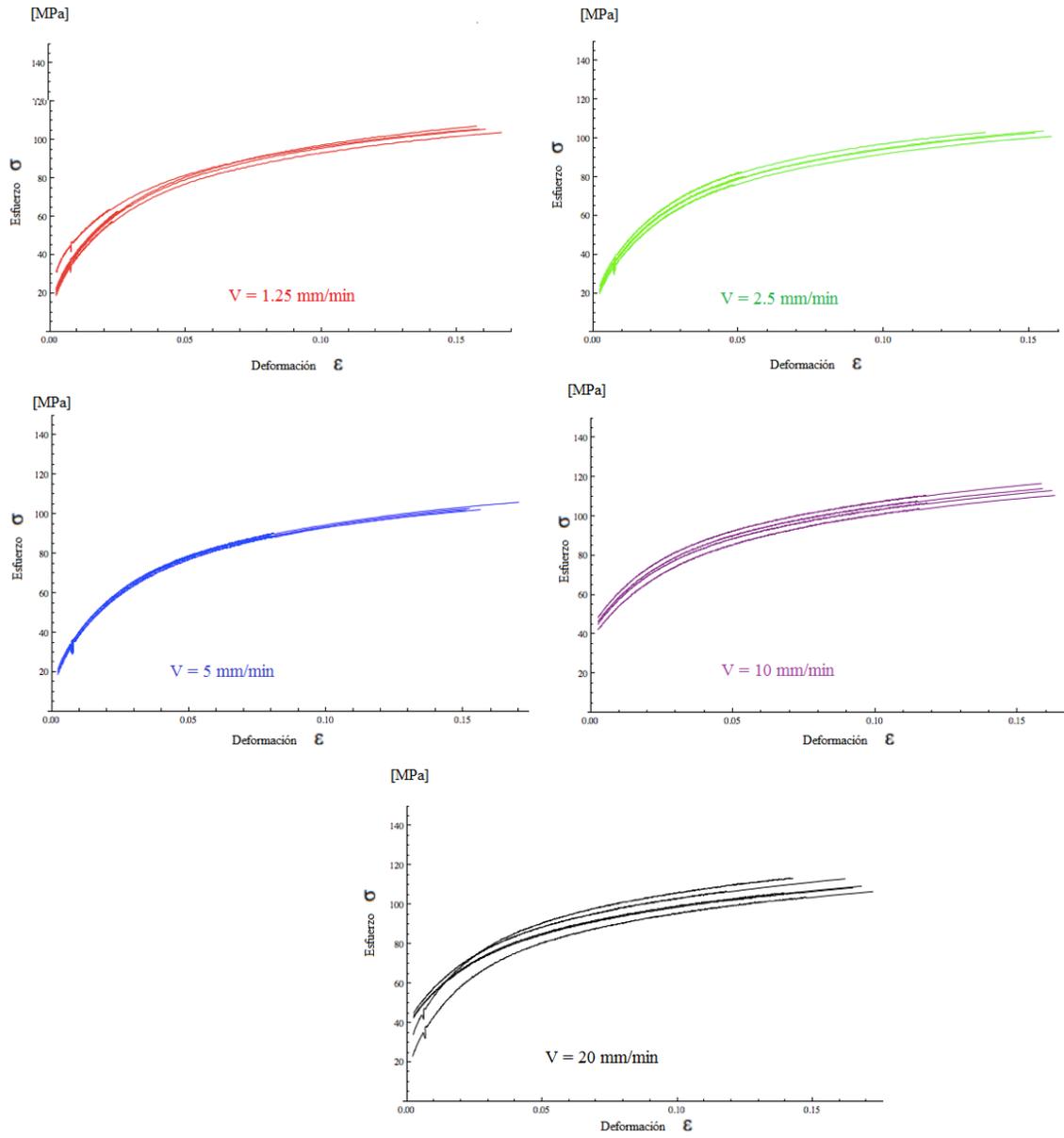


Figura 4.7 Curva esfuerzo-deformación verdadera Al1100  $\epsilon = 3.335$ , con recocido a 400°C.

### Probetas SAE783 con $\epsilon_{VM} = 3.4$ STT

La tabla 4.5 muestra los valores que se obtuvieron para la aleación SAE783, la adición del cobre aumenta ligeramente su rigidez como se observa en los esfuerzo de cedencia mientras que la ductilidad cae drásticamente y en la mayoría de los casos esta es mayor al 50%.

**Tabla 4.5 Resultados para la aleación SAE 783  $\epsilon = 3.4$  sin Tratamiento Térmico**

V	d $\epsilon$ /dt	$\sigma_y$	$\sigma_y$ promedio	Desviación estándar	$\sigma_{max}$	$\epsilon_{max}$
[mm/min]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	%
1.25	0.000417	229	204.5	$\pm 29.74$	250	1
		184			187	0.2
		174			204	0.3
		231			246	0.4
2.5	0.00083	249	236.5	$\pm 22.29$	257	0.6
		205			216	0.2
		255			266	0.9
		237			240	0.4
5	0.00167	243	241	$\pm 5.60$	253	0.6
		246			255	0.8
		242			254	0.8
		233			240	0.3
10	0.00333	239	238.25	$\pm 9.43$	245	0.4
		227			234	0.4
		250			257	0.7
		237			247	0.7
20	0.00667	235	231.5	$\pm 17.75$	244	0.7
		238			244	0.5
		247			256	0.4
		206			208	0.1

La tabla 4.6 muestra una gran dispersión en los datos de la constante de endurecimiento y poca en el exponente de deformación. De estos datos se observa que el material se comporta como un material que resiste poca deformación o que fracturará al pasar de la zona elástica.

**Tabla 4.6 Resultados para la aleación SAE 783  $\epsilon = 3.4$  sin Tratamiento Térmico**

V	k	Promedio	Desviación estándar	n	Promedio	Desviación estándar
[mm/min]	[MPa]	[MPa]	[MPa]			
1.25	1985.5	4188.12	$\pm 3958.00$	0.433	0.516	$\pm 0.138$
	10039.8			0.714		
	1574.37			0.413		
	3152.81			0.504		
2.5	3712.03	6360.9475	$\pm 6217.94$	0.527	0.562	$\pm 0.159$
	15529.1			0.772		
	1747.39			0.386		
	4455.27			0.562		
5	2605.76	2337.42	$\pm 591.10$	0.466	0.441	$\pm 0.044$
	1826.18			0.400		
	1873.5			0.408		
	3044.24			0.491		
10	1656.68	1818.1475	$\pm 431.92$	0.380	0.397	$\pm 0.042$
	2461.27			0.459		
	1532.6			0.364		
	1622.04			0.383		
20	1369.22	3501.2425	$\pm 3926.02$	0.356	0.449	$\pm 0.160$
	1417.85			0.354		
	1836.02			0.397		
	9381.88			0.687		

A pesar de observar en los datos una mayor dispersión las graficas de las curvas esfuerzo-deformación (figura 4.8) para la aleación SAE783 tienen en lo general alta repetitividad salvo la gráfica que corresponde a las curvas para una velocidad de 5 mm/min. También se observa que una de las probetas a una velocidad de deformación de 20 mm/min fracturo prácticamente al pasar la zona elástica.

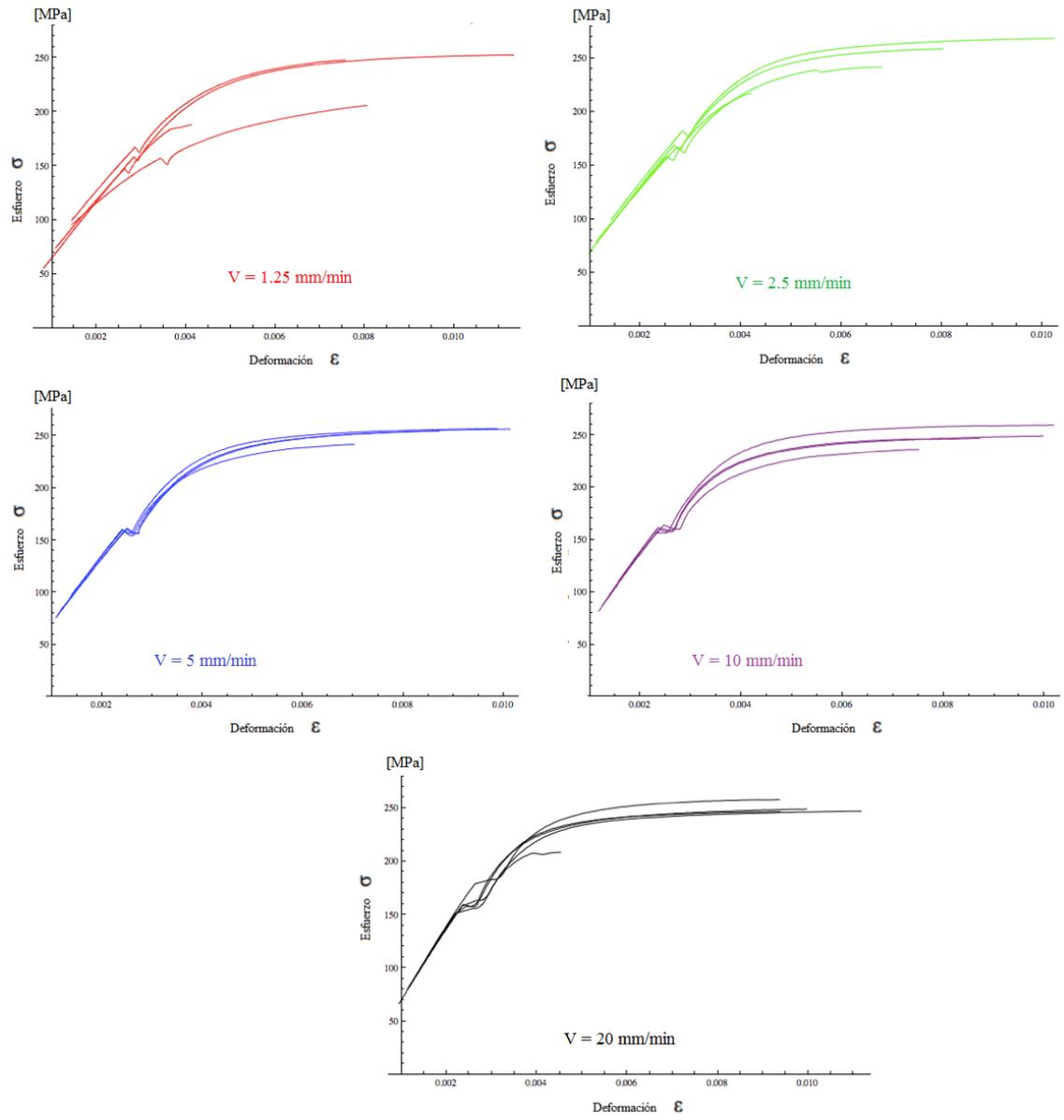


Figura 4.8 Curva esfuerzo-deformación verdadera SAE783  $\epsilon = 3.4$ , sin tratamiento térmico.

**Probetas SAE783 con  $\epsilon_{VM} = 3.4$  CTT a 400°C**

En la tabla 4.7 se muestran los valores de las propiedades mecánicas para las probetas con deformación equivalente de Von Mises  $\epsilon=3.4$  y tratamiento térmico de recocido a 400°C por 1 hr. Se aprecia el aumento en la ductilidad del material y disminución en la rigidez del material.

**Tabla 4.7 Resultados para la aleación SAE 783  $\epsilon = 3.445$  con recocido a 400°C**

V	d $\epsilon$ /dt	$\sigma_y$	$\sigma_y$ promedio	Desviación estándar	$\sigma_{max}$	$\epsilon_{max}$
[mm/min]	[1/s]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	%
1.25	0.000417	43	45.25	±4.031	122	15.1
		41			125	15.8
		50			116	11.3
		47			127	15.1
2.5	0.00083	39	39.25	±2.500	119	14.3
		42			120	15.8
		36			120	16.6
		40			110	11.3
5	0.00167	40	41.25	±1.893	121	16
		44			115	12
		40			119	15.6
		41			118	16.8
10	0.00333	51	47	±7.616	111	11.3
		48			110	9.8
		36			113	15
		53			107	10.7
20	0.00667	39	48	±14.283	100	11.1
		57			116	12
		63			128	12.6
		33			106	15.8

Se observa una constante de endurecimiento mucho más pequeña (tabla 4.8) que la que se tuvo para el material sin recocido, también se ve una disminución en la desviación de los datos del exponente de endurecimiento y que el valor también es más pequeño.

**Tabla 4.8 Resultados para la aleación SAE 783  $\epsilon = 3.445$  con recocido a 400°C**

V	k	Promedio	Desviación estándar	n	Promedio	Desviación estándar
[mm/min]	[MPa]	[MPa]	[MPa]			
1.25	272.292	270.33	±13.82	0.318	0.311	±0.018
	281.771			0.328		
	250.441			0.286		
	276.832			0.311		
2.5	273.661	267.81	±8.18	0.331	0.327	±0.011
	263.339			0.314		
	275.658			0.34		
	258.596			0.324		
5	271.531	264.62	±6.82	0.325	0.318	±0.006
	267.536			0.32		
	263.888			0.318		
	255.522			0.31		
10	235.773	241.16	±17.30	0.281	0.295	±0.029
	249.604			0.303		
	259.534			0.332		
	219.725			0.265		
20	227.593	240.03	±12.38	0.307	0.291	±0.037
	232.339			0.259		
	254.779			0.261		
	245.393			0.336		

La figura 4.9 muestra las gráficas de las 5 velocidades de deformación del material recocido, se observa repetitividad en las 4 primeras velocidades y una dispersión en la gráfica de 20 mm/min. Además se observan patrones en las curvas (flujo serrado) que cambia con la velocidad de deformación. Estos patrones se analizan en las figuras 4.10 a 4.17.

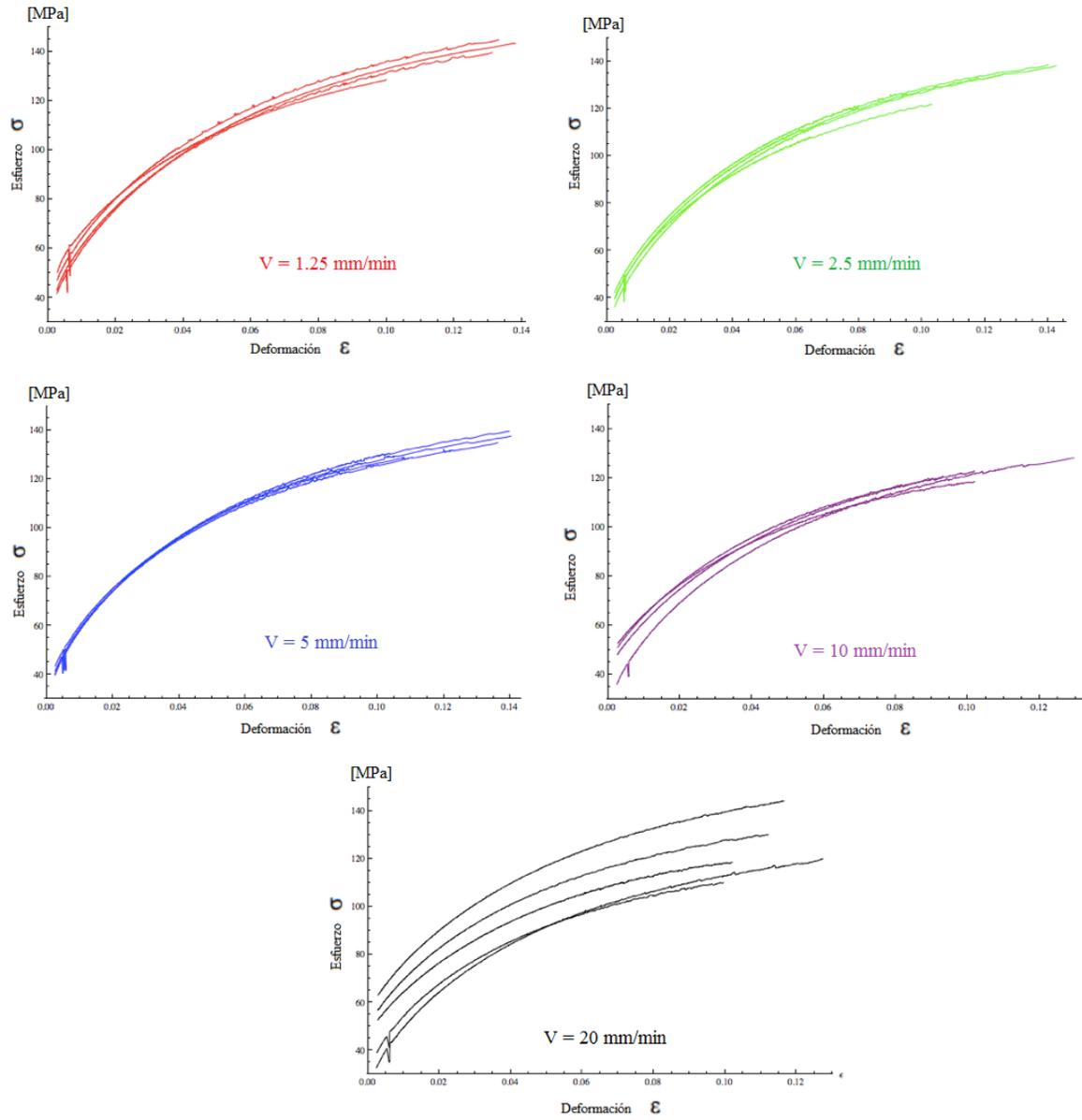


Figura 4.9 Curva esfuerzo-deformación verdadera SAE783  $\epsilon = 3.445$ , con recocido a 400°C.

### Curva esfuerzo-deformación de SAE783 CTT para una velocidad de deformación = 1.25 mm/min

Para esta velocidad de deformación la curva presenta un patrón parecido al que tiene las curvas serradas del fenómeno Portevin-Le Chatelier (figura 4.10). Este patrón se repite hasta que el material alcanza una deformación cercana a 0.04 después la curva se desvanece y vuelve a aparecer, esto se repite aumentando  $\Delta\varepsilon$  entre uno y otro (0.3%, 0.4%, 0.5%) como se ve en la (figura 4.11), donde su amplitud disminuye y nuevamente se presenta un aumento en el esfuerzo seguido por una caída,  $\Delta\sigma \approx 0.9$  MPa (figura 4.12). La corta longitud de onda y su alta frecuencia de onda le dan una apariencia a la curva de una línea gruesa cuando se observa en su totalidad. Se calculó un valor promedio de las caídas del esfuerzo ( $\Delta\sigma_{prom}$ ), el cual fue de 0.4237 MPa.

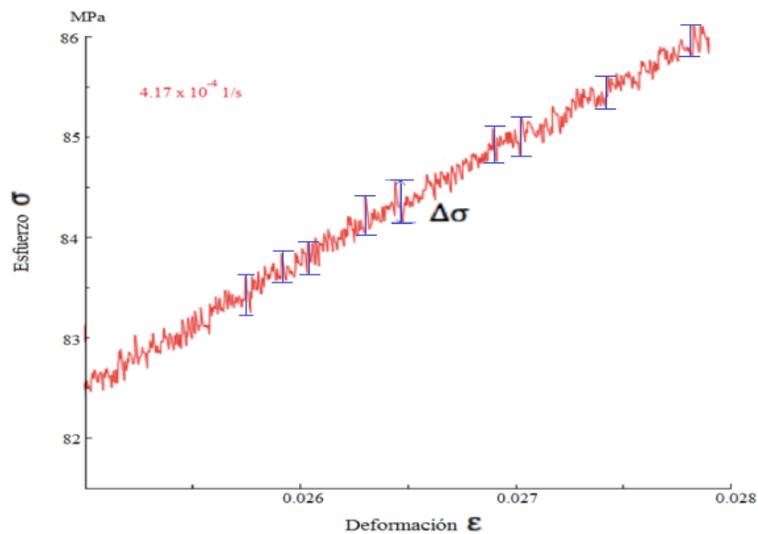


Figura 4.10 Comportamiento de la curva esfuerzo-deformación a  $\dot{\epsilon} \approx 4.2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

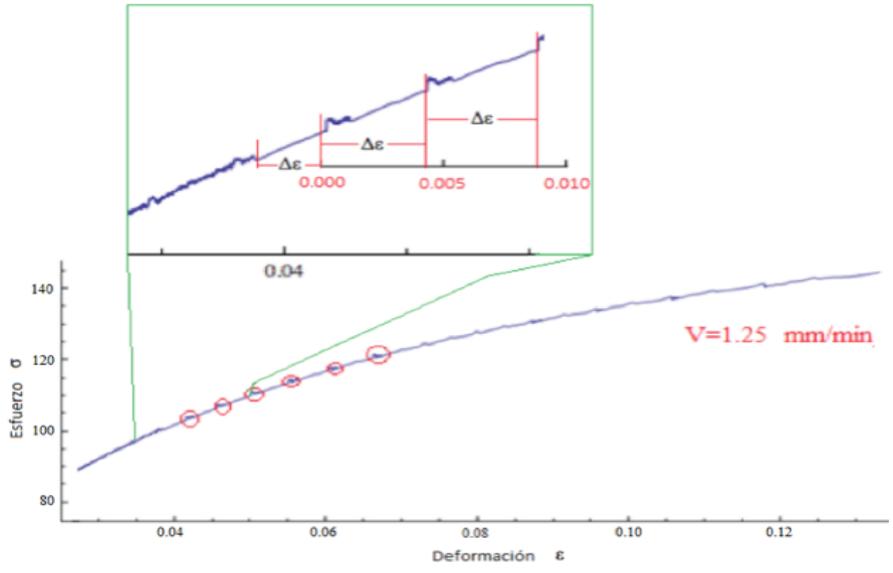


Figura 4.11 Comportamiento de la curva esfuerzo-deformación a  $\dot{\epsilon} \approx 4.2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

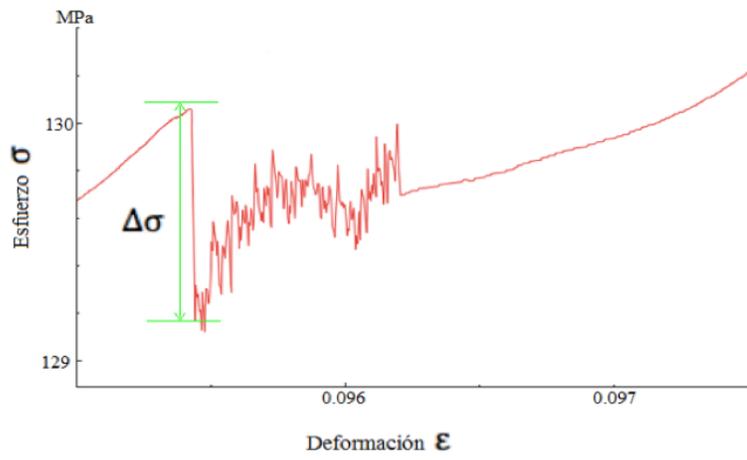


Figura 4.12 Comportamiento de la curva esfuerzo-deformación a  $\dot{\epsilon} \approx 4.2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

### Curva esfuerzo-deformación de SAE783 CTT para una velocidad de deformación = 2.5 mm/min

Para una velocidad de deformación  $V=2.5$  mm/min, el comportamiento es muy similar al de la velocidad de 1.25 mm/min, el  $\Delta\sigma_{prom}$  fue de 0.8342 MPa, este comportamiento se repite hasta que se pasa de una  $\epsilon = 6\%$  y el efecto disminuye hasta que reaparecen las caídas en el esfuerzo, los  $\Delta\epsilon$  son mayores (1.5%, 1.6%) con respecto a la velocidad de 1.25 mm/min, como se observa en la figura 4.13. También se observó que la frecuencia de onda es menor en comparación con la de 1.25 mm/min.

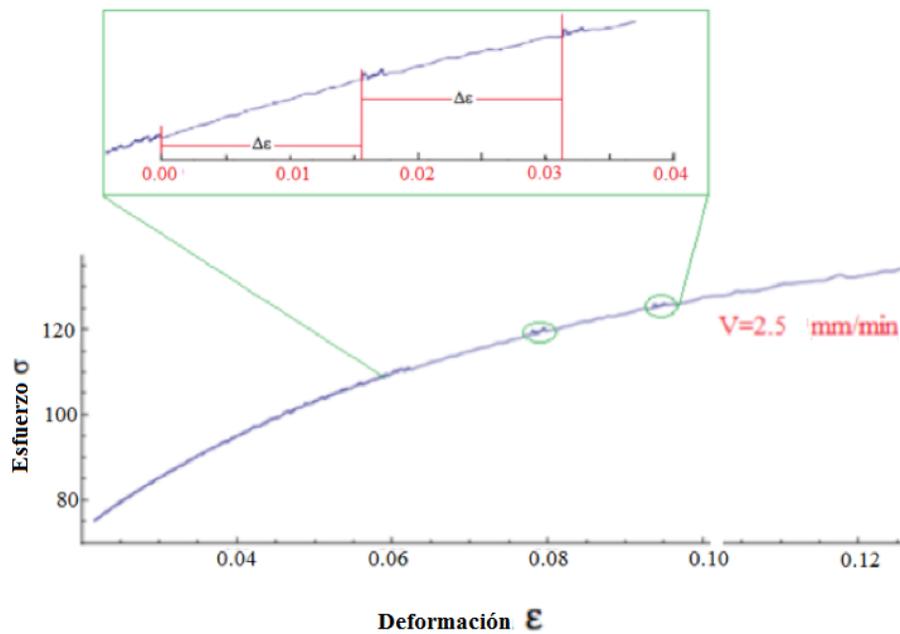


Figura 4.13 Comportamiento de la curva esfuerzo-deformación a  $\dot{\epsilon} \approx 8.3 \times 10^{-4} s^{-1}$ .

## Curva esfuerzo-deformación de SAE783 CTT para una velocidad de deformación = 5 mm/min

La gráfica para la velocidad de deformación  $V=5$  mm/min ( $\dot{\epsilon} \approx 1.7 \times 10^{-3} s^{-1}$ ), sigue la misma tendencia que la de 2.5 mm/min al seguir disminuyendo su frecuencia de onda pero aumenta la amplitud de onda lo que permite apreciar mejor el fenómeno de PLC. A esta velocidad el fenómeno se mantiene a lo largo de todo el ensayo y solo se presenta las caídas y desvanecimiento repentina hasta el final del ensayo de tracción (figura 4.14). estas elevaciones y caídas repentinas se presentaron al pasar de una  $\epsilon = 9\%$  y los  $\Delta\epsilon$  fueron de 0.6%, 1.1% respectivamente; se obtuvo un  $\Delta\sigma_{prom} \approx 1$  MPa.

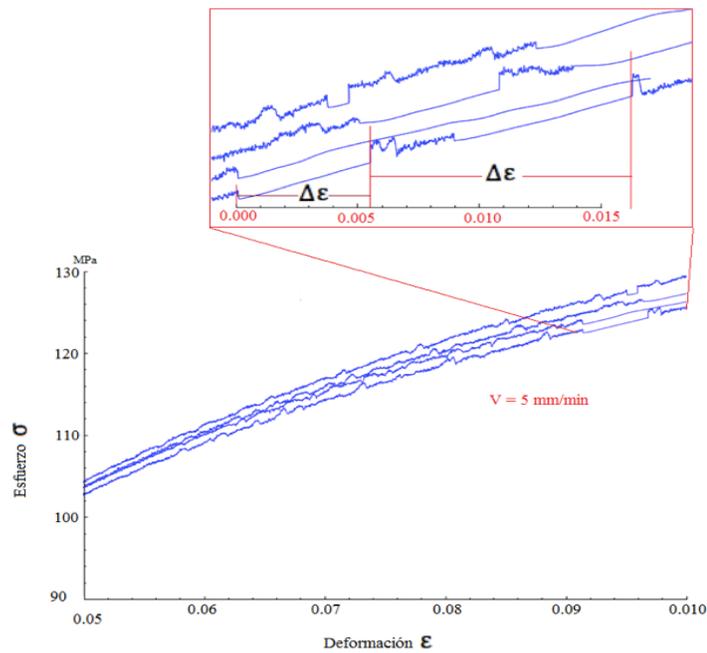


Figura 4.14 Comportamiento de la curva esfuerzo-deformación a  $\dot{\epsilon} \approx 1.7 \times 10^{-3} s^{-1}$ .

### Curva esfuerzo-deformación de SAE783 CTT para una velocidad de deformación = 10 mm/min

A esta velocidad de deformación el efecto de Portevin-Le Chatelier se observa a lo largo de toda la prueba como se ve en la figura 4.15, se aprecian algunos brincos en el esfuerzo pero estos no se desvanecen al sufrir una caída, su  $\Delta\sigma_{prom} \approx 1$  MPa. Para estas curvas la frecuencia de onda sigue disminuyendo mientras que su amplitud aumenta.

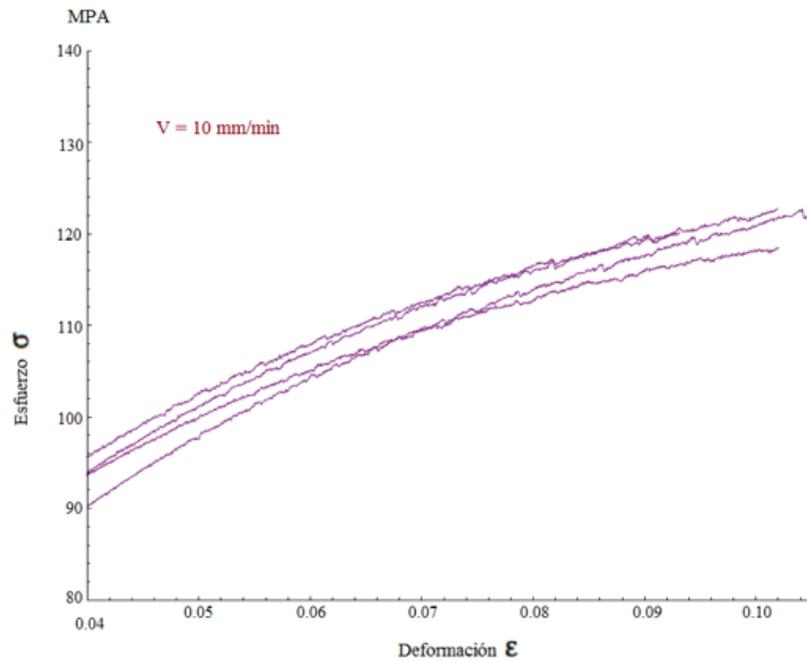


Figura 4.15 Comportamiento de la curva esfuerzo-deformación a  $\dot{\epsilon} \approx 3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

### Curva esfuerzo-deformación de SAE783 CTT para una velocidad de deformación = 10 mm/min

La figura 4.16 muestra las curvas esfuerzo-deformación para la velocidad de deformación  $V=20$  mm/min, se observa una gran dispersión de las curvas en comparación con las gráficas anteriores, también se aprecia que el efecto de Portevin-Le Chatelier se presenta a lo largo de toda la prueba hasta que ocurre la fractura. El  $\Delta\sigma_{prom}$  en esta velocidad fue  $\approx 1.3$  MPa.

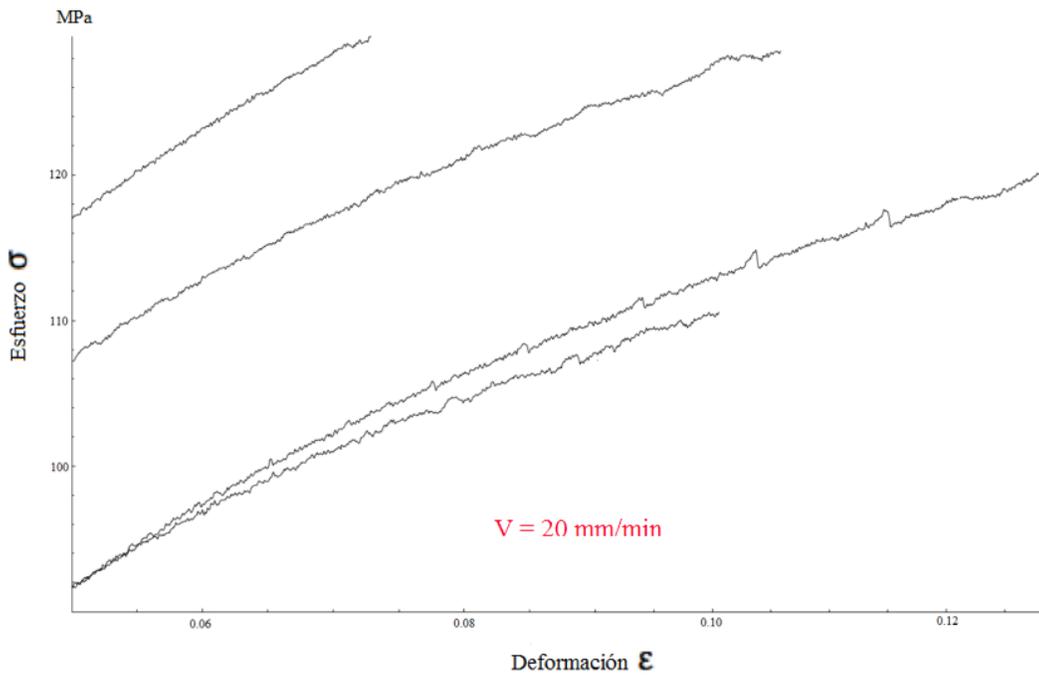


Figura 4.16 Comportamiento de la curva esfuerzo-deformación a  $\dot{\epsilon} \approx 6.7 \times 10^{-3} s^{-1}$ .

En la figura 4.17 se comparan el comportamiento de las cinco velocidades de deformación. Se observa el aumento en la amplitud que fueron teniendo cada una así como la disminución de la frecuencia a medida que la velocidad de deformación aumentaba, también su longitud de onda aumentó. Las curvas presentan diferentes patrones entre cada una, la curva para 1.25 mm/min se asemeja a una curvas tipo B la cual presenta saltos repentinos, en la de 2.5 se observa una transición entre el tipo B y A, la cual presenta algunos saltos pero de menor intensidad; la curva a 5 mm/min presenta un comportamiento similar a la de 2.5 pero empieza a parecerse más al tipo A, en las curvas de 10 y 20 m/min su propagación es más suave y se asemejan a las del tipo A.

El esfuerzo crítico para que dé inicio el efecto PLC disminuye a medida que aumenta la velocidad de deformación. Sin embargo, cuando se realizan las pruebas para la velocidad de 20 mm/min, estas curvas quedan por debajo y por encima de las demás, por lo que podría representar un punto de inflexión considerando lo descrito en el artículo de Cai, Niu, Yu, Shi y Ma (2010) [46].

También se observa que a bajas velocidades de deformación se da tiempo suficiente para una relajación en el material que permite la aparición del fenómeno PLC, conforme la velocidad aumenta este fenómeno se va desvaneciendo. Estas son solo hipótesis ya que no se tuvo el materia suficiente para realizar más ensayos a velocidades superiores con lo que se pudiera corroborar lo mencionado.

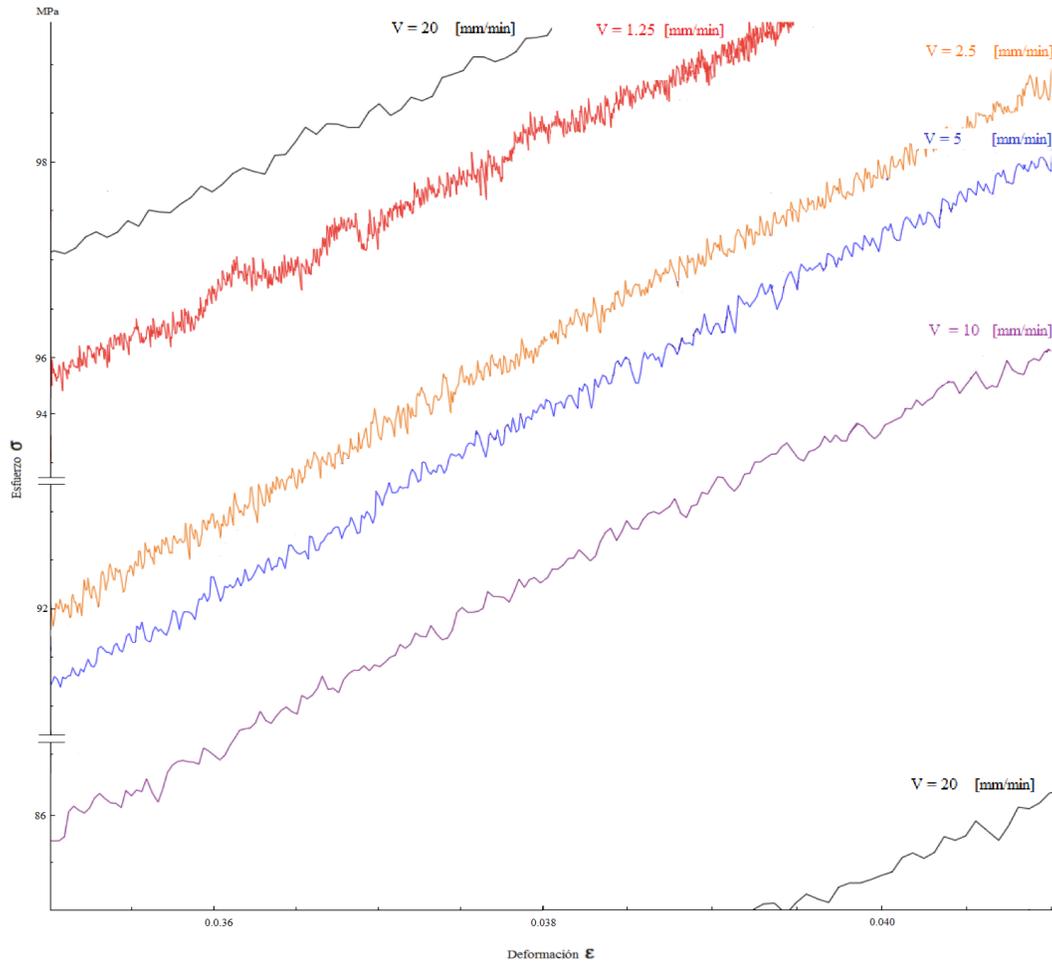


Figura 4.17 Comparación de las curvas a diferentes velocidades de deformación.

## Exponente de endurecimiento por trabajo en frío

Las figuras 4.18 y 4.19 presenta los valores de  $n$  para la aleación de aluminio 1100 y SAE783 con y sin tratamiento térmico. Se observa que los valor de  $n$  para el aluminio 1100 sin recocer son mucho menores que para la aleación SAE783, esto puede deberse a la deformación de laminado, ya que el espesor inicial del aluminio fue menor y aunque no se alcanzo la misma deformación equivalente de Von Mises el espesor final fue menor en el aluminio. Otro punto que se observa es que los valores  $n$  aumentaron con el recocido para el aluminio 1100 mientras que en la aleación SAE783 pasa lo opuesto. Este comportamiento resulta difícil de explicar debido a que esta aleación no esta caracterizada y no se sabe como describir el comportamiento de una manera adecuada.

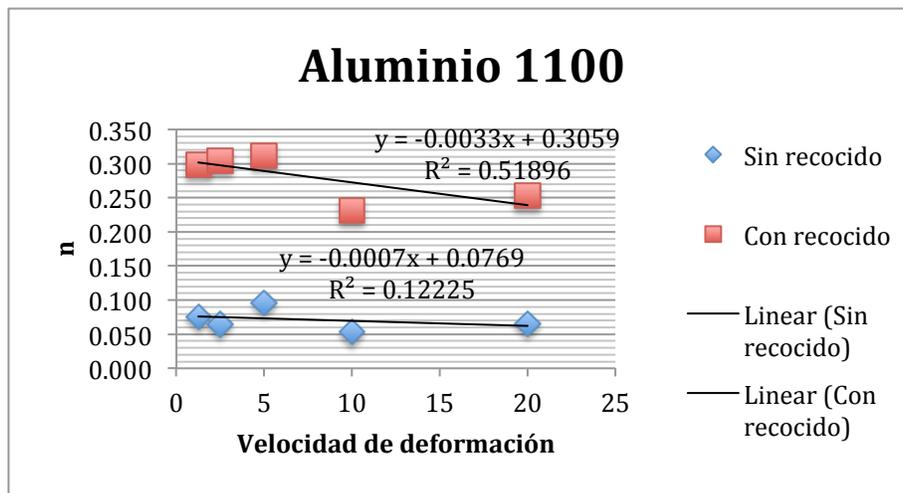


Figura 4.18 Valores de exponente de endurecimiento  $n$  para aluminio 1100

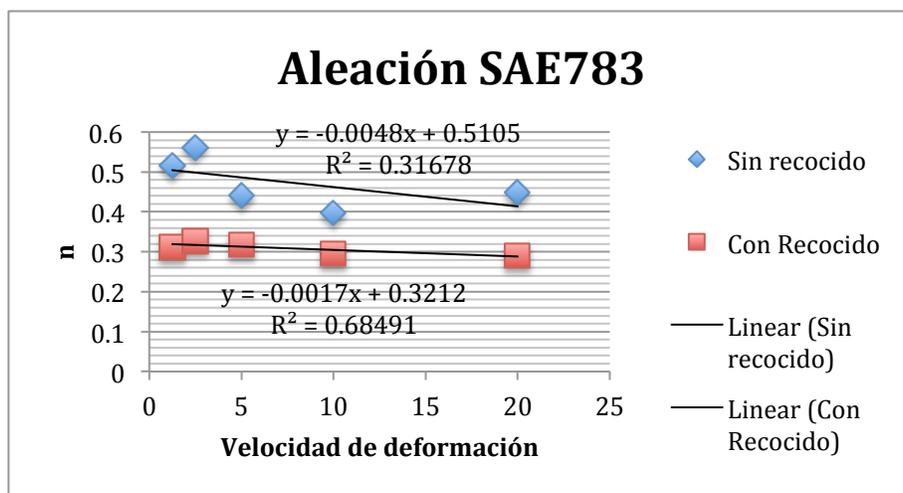


Figura 4.19 Valores de exponente de endurecimiento  $n$  para SAE783

## Conclusiones

Se encontró que la aleación SAE 783 recocida a 400 °C por una hora, presenta durante los ensayos de tracción un flujo discontinuo en la zona plástica asociado a una sensibilidad a la velocidad de deformación negativa, este efecto se conoce como fenómeno de Portevin-Le Chatelier. Aunque este fenómeno ya se ha descrito en varios artículos, esta tesis es la primera en describir este fenómeno para la aleación SAE 783.

La tesis aporta elementos que permiten en un futuro el estudio del fenómeno de PLC con mayor detalle, ya que hasta la fecha este fenómeno no se entiende completamente. Los ensayos en esta aleación presenta un comportamiento muy variado en su zona plástica, se observaron caídas y subidas del esfuerzo que están asociadas al fenómeno PLC. Esto demuestra que este material tecnológicamente importante también puede servir para estudiar un fenómeno que en la metalurgia física no se conoce muy bien.

Además se observó que el esfuerzo crítico, donde aparece el fenómeno PLC, primero disminuye con la velocidad de deformación y que en la velocidad de 20 mm/min los valores de dos curvas disminuían y las otras dos aumentaban, es posible que en esta velocidad se presente el punto de inflexión entre la disminución y el aumento del esfuerzo crítico. También se asume que a bajas velocidades de deformación el material posee tiempo suficiente para relajarse y que aparezca el fenómeno PLC y que a velocidades superiores este fenómeno se disipa. Sin embargo para las pruebas a 20 mm/min los datos presentaron mucha dispersión por lo que es necesario corroborar estos datos con otras pruebas y realizar otro ensayo con una velocidades superiores y así verificar o descartar estas hipótesis.

# Bibliografía

- 1.- Taylor, C.M. (2000). Automobile engine tribology – Approaching the surface. *Wear*, 241: 193-203.
- 2.- Taylor, C.M. (1998). Automobile engine tribology – Design considerations for efficiency and durability. *Wear*, 221: 1-8.
- 3.- Schouwenaars R. (2004). Análisis de la deformación plástica durante el desgaste de cojinetes de deslizamiento. Tesis, Doctorado en Ingeniería Mecánica, Universidad Nacional Autónoma de México, Facultad de Ingeniería.
- 4.- Andersson, B.S. (1991). Company perspectives in Vehicle Tribology – Volvo. *Vehicle Tribology*, 18: 503-506.
- 5.- Khonsari, Michael M. & Booser, E. Richard. (2001). *Applied Tribology: Bearing Design and Lubrication*. USA: John Wiley & Sons, Inc.
- 6.- Bhushan, Bharat. (2001). *Modern Tribology Handbook Vol. 1: Principles of Tribology*. USA: CRC Press.
- 7.- Figueroa Alcántara, C. G. (2011). Caracterización de la compatibilidad tribológica en aleaciones dúctiles mediante un ensayo de tribometría coaxial. Tesis, Maestría en Ciencia e Ingeniería de Materiales, Universidad Nacional Autónoma de México, Instituto de Investigación en Materiales.
- 8.- <http://diccionario.motorgiga.com/diccionario/cojinete-definicion-significado/gmx-niv15-con193603.htm> [Consulta: 16-2-2015]
- 9.- <http://aprendemostecnologia.org/maquinas-y-mecanismos/motores-de-combustion> [Consulta: 4-6-2014]
- 10.- Wessel, James K. (2004). *The Handbook of Advanced Materials: Enabling New Designs*. USA: Wiley-Interscience.
- 11.- Budinski, Kenneth G. & Budinski, Michael K. (2009). *Engineering materials properties and selection*. 9th ed. USA: Pearson Education.
- 12.- Harnoy, Avraham. (2003). *Bearing Design in Machinery: Engineering Tribology and Lubrication*. First edition. USA: Marcel Dekker, Inc.
- 13.- Bralla, James G. (2007). *Handbook of Manufacturing Processes: how products, components and materials are made*. New York: Industrial Press, Inc.
- 14.- Tech TB-2070 Engine bearing fundamentals-part1: Properties. Mahle Clevite Michigan.
- 15.- Pérez Reyes, A. (2012). Relación entre curvas de indentación y curvas de tracción en aleaciones Al-Sn con diferentes tratamientos termomecánicos. Tesis, Ingeniería mecánica, Universidad Nacional Autónoma de México, Facultad de Ingeniería.
- 16.- Dieter, George E. & Bacon, David. (1988). *Mechanical Metallurgy SI metric edition*. Singapore: McGraw- Hill.
- 17.- Ludwik, Paul. (1909). *Elemente der Technologischen Mechanik*. Berlin: Springer
- 18.- ASM INTERNATIONAL (2004). *Tensile Testing*. Second edition. USA.
- 19.- [http://www.epsilontech.com/es/html\\_ES/transverseOV.htm](http://www.epsilontech.com/es/html_ES/transverseOV.htm) [Consulta: 4-6-2014]

- 20.- Villuendas, Aranzazu, Jorba, Jordi & Roca, Antoni. (2014). The Role of Precipitates in the Behavior of Young's Modulus in Aluminum Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45: 3857-3865.
- 21.- Pink, Erwin & Arsenault, R.J. (1999). Stress-drop rates in serrated flow and their strain and temperature dependences: a comparison of an aluminum–magnesium alloy and a mild steel. *Materials Science and Engineering*, 272: 57-62.
- 22.- Colin Miranda, Alejandro. (2013). Modelado del efecto de la viscoplasticidad en un ensayo de tribometría coaxial. Tesis, Ingeniería Mecánica, Universidad Nacional Autónoma de México, Facultad de Ingeniería.
- 23.- Chakrabarty, J. (2006). *Theory of plasticity*. 3rd ed. UK: Elsevier Butterworth-Heinemann.
- 24.- Ortiz Prado, Armando, Ruiz Cervantes, Osvaldo & Ortiz Valera, Juan Armando (2013). *Modelado de Manufactura*. México.
- 25.- Ortiz Prado, Armando, Ortiz Valera, Juan Armando & Ruiz Cervantes, Osvaldo (2013). *Introducción a la mecánica del medio continuo*. México.
- 26.- Ottosen, Niels Saabye & Ristinmaa, Matti (2005). *The mechanics of constitutive Modeling*. 1st ed. Great Britain: ELSEVIER.
- 27.- Duran, Hugo A., Figueroa, Carlos G., Jacobo, Víctor H., Ortiz, Armando & Schouwenaars, Rafael. (En prensa). Indentation curves in viscoplastic alloys: theory, calibration, fitting procedures and application to the room-temperature creep of an Al-Sn alloy. [Consulta: 10-1-2014]
- 28.- Ramírez, Miguel A., Figueroa, Carlos G., Jacobo, Víctor H., Ortiz, Armando & Schouwenaars, Rafael. (En prensa). Mesh optimisation for the reverse modelling of the Vickers test and its application to a tribologically modified surface layer. [Consulta: 10-1-2014]
- 29.- Pink, Erwin & Arsenault, R.J. (1999). Stress-drop rates in serrated flow and their strain and temperature dependences: a comparison of an aluminum–magnesium alloy and a mild steel. *Materials Science and Engineering*, 227: 57-62.
- 30.- Cristescu, N. & Suliciu, I. (1982). *Mechanics of plastic solids: Viscoplasticity*. Romania: Martinus Nijhoff Publishers.
- 31.- [http://en.wikipedia.org/wiki/Portevin%E2%80%93Le\\_Chatelier\\_effect](http://en.wikipedia.org/wiki/Portevin%E2%80%93Le_Chatelier_effect) [Consulta: 10-1-2014]
- 32.- Pink, Erwin & Kumar, Subodh. (2000). Serrated flow of aluminium alloys influenced by precipitates. *Materials Science and Engineering*, 280: 17-24.
- 33.- Wen, Wei & Morris, J.G. (2004). The effect of cold rolling and annealing on the serrated yielding phenomenon of AA5182 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering*, 373: 204-216.
- 34.- Niinomi, M., Kobayashi, T. & Ikeda, K. (1986). Portevin-Le Chatelier effect in Al-Si binary alloys. *Journal of Materials Science Letters*, 5: 847-848.
- 35.- Kumar, Subodh & Pink, Erwin. (1997). Serrated flow in aluminium alloys containing lithium. *Acta Materialia*, 45: 5295-5301.
- 36.- Rodriguez, P.(1984). Serrated Plastic flow. *Bull. Mater. Sci.*, 6: 653-663
- 37.- Brüggemann, C., Böhlke, T., Bertram, A. (2008). *Modeling and simulation of the Portevin Le Chatelier Effect*. Berlin: Springer-Verlag:53-62

- 38.- ASTM (2004). Vol. 03.01 Annual Book of ASTM Standards: Metals-mechanical Testing. ASTM International.
- 39.- Hosford, William F. & Caddell, Robert M. (1993). Metal Forming: Mechanics and metallurgy. New Jersey: Prentice Hall.
- 40.- Hosford, William F. & Caddell, Robert M. (1993). Metal Forming: Mechanics and metallurgy. New Jersey: Prentice Hall.
- 41.- Durán Cortés, H.A. (2013). Efecto de los procesos termomecánicos en las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Sn para aplicaciones tribológicas. Tesis, Maestría en Ciencia e Ingeniería de Materiales, Universidad Nacional Autónoma de México, Instituto de Investigación en Materiales.
- 42.- Durán Cortés, H.A. (2007). Superficie de respuesta para el proceso termomecánico de la aleación SAE-783. Tesis, Licenciatura en Ingeniería Mecánica, Universidad Nacional Autónoma de México, Facultad de Ingeniería.
- 43.- Schwab, Rainer & Ruff, Volker. (2013). On the nature of the yield point phenomenon. *Acta Materialia*, 61: 1798–1808.
- 44.- Rusinek, Alexis & Rodríguez-Martínez, J.A. (2009). Thermo-viscoplastic constitutive relation for aluminium alloys, modeling of negative strain rate sensitivity and viscous drag effects. *Materials and Design*, 30:4377–4390.
- 45.- Canadinc, D., Efstathiou, C. & Sehitoglu H. (2008). On the negative strain rate sensitivity of Hadfield steel. *Scripta Materialia* 59: 1103–1106.
- 46.- Cai, M.C., Niu, L.S., Yu, Y., Shi, H.J. & Ma, X.F. (2010). Strain rate and temperatura effects on the critical strain for Portevin–Le Chatelier effect. *Materials Science and Engineering: A*, 527:5175–5180.