



**UNIVERSIDAD DE CHILE
FACULTAD DE CIENCIAS FÍSICAS Y MATEMÁTICAS
DEPARTAMENTO INGENIERÍA MECÁNICA**

**CARACTERIZACIÓN DE UNA ALEACIÓN SUPERELÁSTICA
CuZnAl EXTRUIDA, CONSIDERADA PARA DISIPADORES
DE ENERGÍA SÍSMICA**

**MEMORIA PARA OPTAR AL TÍTULO DE
INGENIERO CIVIL MECÁNICO**

ARMANDO DARIO VERA STUARDO

**PROFESOR GUÍA:
AQUILES SEPULVEDA OSSES**

**MIEMBROS DE LA COMISIÓN:
MARIA OFELIA MORONI YADLIN
RODRIGO PALMA HILLERNS**

**SANTIAGO DE CHILE
ENERO 2007**

RESUMEN

Los disipadores de energía sísmica permiten evitar daños en estructuras civiles. Para dichas aplicaciones es posible considerar a las aleaciones con memoria de forma (SMA), bajo condiciones de comportamiento superelástico, en relación con la transformación martensítica inducida por esfuerzo.

En este contexto, el objetivo de la presente memoria es caracterizar la microestructura y las propiedades mecánicas (tradicionales y superelásticas) de una aleación Cu-17,0%p.Zn-7.2%p.Al policristalina, preparada por fusión en un laboratorio nacional.

Luego de forja y extrusión en caliente, se fabricaron probetas de 7 mm de diámetro, para ensayos de tracción estática y dinámica a distintas temperaturas (13-16, 25 y 50°C) y frecuencias ((0,1 a 2 Hz, precisando que la mayoría de los ensayos se realizó a 1Hz). La microestructura de las probetas era austenítica, con coexistencia de granos equiaxiales (recristalizados) y alargados (no recristalizados); el tamaño de grano medio era superior a 0,1 mm. Los ensayos de tracción se realizaron con control de avance del cabezal; se utilizó un extensómetro de 25 mm. Por calorimetría diferencial de barrido, se estableció un valor de temperatura de fin de transformación austenítica, Af, de 22°C.

Los ensayos de tracción estática mostraron una tendencia del esfuerzo de transformación martensítica a crecer con la temperatura, según lo esperado teóricamente. El análisis fractográfico, por microscopía electrónica de barrido, mostró fractura transgranular, con zonas de clivaje y otras con hoyuelos. Las deformaciones máximas a la fractura (con carga) estuvieron entre 4,4% y 6,3%.

De los ensayos de tracción dinámica, realizados a 1Hz, con series de 10 ciclos, e incrementando la deformación serie a serie, se concluye:

- Existe una razonable similitud entre la envolvente de los ensayos cíclicos y la respectiva curva de tracción.
- El valor de deformación correspondiente a la cota superior del rango superelástico está entre 1 y 2,1.
- el coeficiente de amortiguamiento presenta una tendencia predominantemente creciente al aumentar la deformación impuesta.
- Los mayores valores amortiguamiento corresponden al rango de deformaciones postsuperelásticas, donde hay deformaciones permanentes (en el primer ciclo de una serie), y luego ciclos de histéresis.
- El calentamiento adiabático observado en el rango superelástico es de hasta 4°C.
- Existe una relación lineal entre la temperatura alcanzada en la probeta, en cada serie, y el área de los ciclos superelásticos correspondientes.

En ensayos realizados a distintas frecuencias (0,1, 0,5, 1, 1,5 y 2 Hz), se encontró que, al crecer la frecuencia, tanto el esfuerzo de transformación como el módulo secante decrecen. La frecuencia no parece afectar significativamente el calentamiento adiabático, en el rango de condiciones experimentales de este estudio.

Vivo por los que amo.
Espero algún día lograr crecer la familia
con esposa e hijos.
Dedico este trabajo a ellos y a las personas
que me han amado, apoyado y visto crecer,
Mi hermana Paola, mi niño Bastian
y mi madre.
Bernarda eres una gran mujer
Todo lo que soy es gracias a ti.

AGRADECIMIENTOS

Cuando llegó al final de este largo y gran camino, quisiera recordar y agradecer a todas las personas que lo hicieron realidad.

Gracias Papá, Armando, la vida entrega nuevas oportunidades y nos volvió a juntar, espero que te sientas orgulloso de mí, que nos cuidemos y que seamos siempre buenos amigos, confío en ti y en mi, gracias por tus consejos.

Gracias a toda mi familia, a los tíos y primos que me han apoyado, a mi abuela Marina, gracias por su amor, la quiero como a mi madre.

Gracias a los amigos que me acompañaron en todo el paso por la escuela, a Heillki, Patricio, Rodrigo, Ronald y Alvaro, gracias por los malos y buenos momentos, muchos días en la terraza, hasta que maduramos juntos, vivimos momentos imborrables, suerte a todos.

Gracias a la Familia Mecánica, me sentí siempre en casa y en el lugar correcto, a Curtico, Papatrón, UDMAN, Monito, Muñoz, Escudero, Acevedo, Sandro, Hombre Araya, El Nene, Kazor, Pedrote, Raulillo, Lolito, Alcallaga, Muga, David, Giovanni, a todos ellos y a los que olvido, gracias muchachos y éxito.

Gracias a mi amigo y compañero de colegio Javier, fue un largo camino juntos. Gracias a Delegado, Ronnie y Ramirez, éxito.

Gracias a la Universidad por darme la oportunidad de estudiar, y a quienes trabajan en ella, a los profesores del Taller de Molina, Juan Carlos Salgado, Don Oriel, Don Pedro y Carlos Yañez. Gracias a la Sra. Raquel, a Soledad y a Don Ricardo.

Gracias a Don Gabriel Palma del Ministerio de Obras Públicas por permitir desarrollar trabajo de la memoria en el laboratorio de Vialidad.

Gracias a los profesores que me enseñaron ser un ingeniero. Gracias a los profesores de la comisión: La Sra. Maria Ofelia Moroni y el Sr. Rodrigo Palma H., Especialmente gracias a mi profesor guía, el Profesor Aquiles Sepúlveda, gracias por su apoyo, ayuda y amistad, gracias por todo el tiempo, preocupación y entusiasmo que me dedicó, sin él no hubiese sido posible lograr terminar con éxito esta memoria.

Gracias a mi hermana Patricia, Pola eres parte de mi vida, la primera vez que escuche ingeniería fue de tí, tú me entiendes, crecimos juntos. Gracias por todo, Tu Hijo Es Mi Hijo.

Gracias Bastian por tu cariño y tantas alegrías, te quiero siempre derechito.

Gracias a mi madre por todo, tu preocupación, las rabias y alegrías, hemos pasado juntos tantas cosas, gracias por tu amor, amistad y complicidad, gracias por ser muchas veces mi único apoyo, me enseñaste a ser un hombre fuerte, gracias a ti me convertí en el profesional que siempre quise ser, Misión Cumplida.

Gracias Denisse, gracias por aparecer y cambiar mi vida, tu me has hecho crecer y conocer un mundo nuevo, gracias por entenderme, escucharme y apoyarme. Eres Hermosa.

Índice

1. Introducción	1
1.1. Motivación	2
1.2. Objetivos	2
2. Antecedentes Teóricos	3
2.1. Principios Básicos	3
2.2. Transformación Martensítica	4
2.3. Temperaturas y Teoría Termodinámica de MT	5
2.4. Transformación Martensítica inducida por esfuerzos	7
2.4.1. Efecto de la temperatura en la transformación inducida por esfuerzo	7
2.5. Efecto memoria de forma	9
2.6. Efecto superelástico	10
2.7. Condiciones para SME y SE	10
2.8. Efecto memoria de forma bi- direccional	11
2.9. Comportamiento tipo goma	12
2.10. Aleaciones memoria de forma Base Cobre	12
2.11. Aleación CuZnAl	14
2.12. Comportamiento mecánico	15
2.12.1. Comportamiento en monocristales vs policristales	15
2.12.2. Comportamiento en fractura	16
2.13. SMA de grano refinado	16
3. Antecedentes teóricos experimentales	18
3.1. Espectrometría	18
3.2. Radiografía de rayos X	18
3.3. DSC, Calorimetría diferencial de barrido	18
3.4. Tratamientos térmicos	19
3.4.1. Recocido	19

3.4.2. Temple	20
3.5. Extrusión, Tratamiento termomecánico	21
3.5.1. Equipos de Extrusión	22
3.5.2. Variables de extrusión	22
3.6. Ensayos mecánicos	24
3.6.1. Ensayo de tracción	24
3.6.2. Ensayo de Compresión	26
3.7. Metalografía	26
3.8. Fractografía	27
4. Estudio complementario	28
5. Descripción Metodológica y Procedimiento de Ensayos	30
5.1. Fabricación de probetas	30
5.1.1. Antecedentes previos	30
5.1.2. Radiografía	31
5.1.3. Seccionado	32
5.1.4. Determinación de tratamiento térmico	33
5.1.5. Extrusión de barras	36
5.1.6. Mecanizado de probetas	38
5.2. Procedimiento de Ensayos	38
5.2.1. Ensayo compresión estático	38
5.2.2. Ensayo tracción estático	39
5.2.3. Ensayo tracción dinámico	40
6. Resultados y Discusión	45
6.1. Composición Química	45
6.2. Calorimetría Diferencial de Barrido, DSC	45
6.3. Tamaño de Grano Post-Extrusión	46
6.4. Ensayos de Compresión Estáticos	48
6.5. Ensayos de Tracción Estáticos	49

ÍNDICE

6.6. Ensayos Tracción Dinámicos	57
6.6.1. Resultados ensayos tracción dinámicos	57
6.6.2. Análisis de las curvas	82
6.6.3. Evolución de Temperatura de Probeta	91
6.7. Estudio Fractográfico y Metalográfico de la Zona de Fractura	98
7. Resumen y Conclusiones	106
A. Planos Matrices de Extrusión	111
B. Plano Probeta de Ensayo	115
C. Programa Equipo MTS de Ensayo Estático y Ensayo Dinámico	117
D. Subrutinas de Matlab	120
E. Curva de Tracción Extensómetro y Cabezal	125

Capítulo 1

Introducción

Los disipadores sísmicos en el presente tienen una importancia esencial, que permiten confinar el comportamiento no lineal a lugares específicos de la estructura, y evitar daños en el sistema resistente.

El presente trabajo intenta colaborar en dicha línea desde el punto de vista metalúrgico, analizando una aleación posible de utilizar en la fabricación de disipadores. Para esto se plantea como objetivo general caracterizar una aleación de CuZnAl, a través de la preparación, estudio, análisis teórico y experimentación de barras producidas por extrusión.

Los objetivos específicos corresponden el análisis a través de metalografías (composición de fases y tamaño de grano), además de observar el comportamiento frente a ensayos de compresión y tracción uniaxiales y de ciclo de carga y descarga.

Para realizar el proyecto se contó con el apoyo de la infraestructura de los departamentos de Ingeniería Civil e Ingeniería Civil Mecánica de la Universidad de Chile, siendo posible también contratar servicios externos.

Finalmente el proyecto se considera factible de realizar por pertenecer a un proyecto que apoya Fondecyt, quienes entregaron los recursos por medio del profesor guía.

1.1. Motivación

El empleo de disipadores sísmicos en estudio es una opción para confiar los daños en puntos específicos de una estructura. Las aleaciones con memoria de forma, por el elevado amortiguamiento que presentan, aparecen como interesantes para la referida aplicación.

El desarrollo del estudio de aleaciones CuZnAl, consideradas para la fabricación de disipadores de energía sísmica satisface el interés personal y académico del alumno.

1.2. Objetivos

Los objetivos desarrollados en la presente memoria están enfocados en la caracterización de una aleación CuZnAl ya fabricada por fusión y solidificación.

Objetivo General:

Caracterizar la microestructura y las propiedades mecánicas (tradicionales y superelásticas) de una aleación CuZnAl policristalina. Esta aleación ya fue fundida y se le sometió a extrusión y tratamientos térmicos para obtener las formas y microestructura adecuada.

Objetivos específicos:

Los objetivos específicos son:

Empleando el material inicial de colada, se debe determinar la composición, temperaturas de transformación de la aleación y los tratamientos térmicos para lograr una estructura austenítica de tamaño de grano controlado a temperatura ambiente. Luego de esto se debe obtener barras extruídas, que después de la aplicación de los tratamientos térmicos ya definidos, logren estructura austenítica y de tamaño de grano controlado a temperatura ambiente.

Se debe caracteriza el comportamiento superelástico del material extruído y tratado térmicamente, a través de ensayos de tracción y compresión cíclicos a frecuencia 0,1, 0,5, 1, 1,5 y 2 Hz y a temperatura ambiente, 25 y +50°C, estableciendo correlaciones con observaciones metalográfica y fractografía. También se debe aplicar ensayos de tracción y compresión tradicionales a la fractura.

Capítulo 2

Antecedentes Teóricos

Para caracterizar las aleaciones con memoria de forma, es necesario estudiar la teoría que explica su comportamiento especial:

2.1. Principios Básicos

Fases

Una Fase se define como un cuerpo de materia macroscópicamente homogénea, un ejemplo aclaratorio clásico de fases son las fases líquida, gaseosa y sólida del agua. (Reed-Hill,1967 [2]).

Las fases presentes en las aleaciones estudiadas fueron: La fase llamada austenita (de alta temperatura), β en el modelo , que se genera a partir de una fase madre de alta simetría lo que define su naturaleza de ordenamiento tipo BCC (cúbico centrado en el cuerpo).

La fase llamada martensita (de baja temperatura) presenta baja simetría, su ordenamiento depende del tipo de austenita de donde proviene (su fase madre), es posible obtenerla por el mecanismo de temple o aplicación de trabajo mecánico. Una característica particular y que ayuda mucho a su identificación es la forma de agujas que presenta.

Transformación de fases

La transformación de fases ocurre cuando un material debido a la variación de algunas de las propiedades físicas a las que está sometida (como presión y temperatura) cambian de tal manera que logran que la fase presente en el material se transforme a la nueva fase que energéticamente le corresponde poseer.

La herramienta para estudiar los cambios de fases de equilibrio en función de la temperatura, se conoce como diagrama de fases, en ellos es posible observar en función de la composición y la temperatura, la fases de equilibrio que presenta el material.

Transformación Martensítica

La transformación martensítica (de austenita a martensita) se puede describir como una transformación cristalina asociada a cizalle. Esta transformación se puede obtener por temple (el conocido temple martensíticos de los aceros) o por aplicación de esfuerzos (caso del efecto superelástico). Ante la ausencia de difusión el fenómeno es llamado "transformación adifusional", este tema será tratado en profundidad en el siguiente punto.

SMA

Las SMA o aleaciones con memoria de forma deben su comportamiento a la transformación martensítica reversible que poseen. Dependiendo del comportamiento que poseen, presentan: (1) El Efecto de Memoria de Forma y (2) el Efecto Superelástico (SE), siendo este último el motivo del presente trabajo.

2.2. Transformación Martensítica

La transformación de fases presente en los SMA se conoce como transformación martensítica (MT), consiste básicamente en la transformación de la fase Madre (Austenita) en Martensita como resultado del tratamiento térmico llamado Templado.

Usualmente la Austenita (fase de alta temperatura) es de disposición atómica cúbica, a diferencia de la Martensita (fase de baja temperatura) que presenta poca simetría.

La MT es de carácter adifusional (sin movimiento de átomos en largas distancias), lo que en ella ocurre es un reordenamiento "militar" (movimiento masivo en una única dirección) debido a esfuerzos de corte y cizalle en los planos cristalográficos más densos y de posible movimiento. El movimiento produce distorsión de volumen y fundamentalmente, en este caso, una estructura cristalina diferente que provoca un cambio de fases.

En la figura 2.1 se esquematiza la transformación, cuando la temperatura se baja hasta un valor menor que una temperatura crítica, la MT comienza a suceder por medio de un mecanismo corte. Debido a la baja simetría que presenta la martensita, muchas variantes de ella es posible encontrar, en la figura la martensita de las zonas A y B poseen la misma estructura pero orientación diferente.

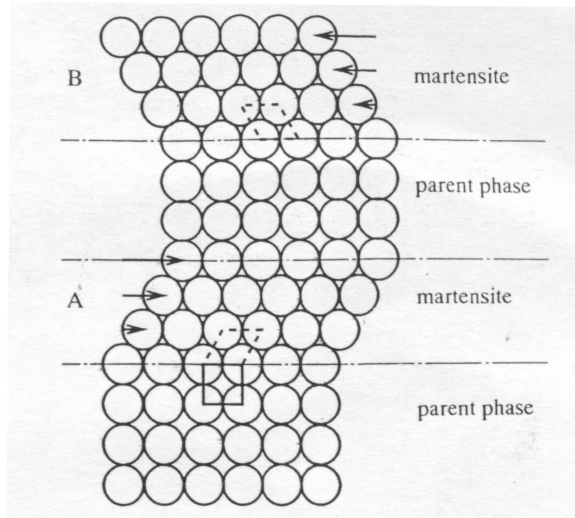


Figura 2.1: Modelo esquematizado de la transformación martensítica (Otsuka & Wayman, 1998 [1])

Luego si se eleva la temperatura hasta un valor donde la martensita se vuelve inestable la transformación reversa (RT) y gracias al carácter cristalográficamente reversible que posee, la martensita regresa a la orientación original de su fase madre. Así aunque los desplazamientos atómicos relativos son pequeños (comparados con la distancia interatómica) un cambio de forma microscópico aparece asociado a la transformación.

Cuando se temple un SMA desde la fase Austenita, debido a un mecanismo de corte se produce la transformación martensítica. El proceso de formación de martensita se genera por nucleación y crecimiento de la estructura cristalina asociada a esa fase, se produce de manera autoacomodante, es decir, cada aguja de martensita se orienta según un ordenamiento que obedece a una regla de compatibilidad de deformaciones en las orientaciones de martensita que se van formando. (Saldivia, 2000 [8])

2.3. Temperaturas y Teoría Termodinámica de MT

Respecto a la termodinámica, es necesario conocer el rango de temperaturas donde ocurre la transformación martensítica y por ende dónde es posible observar el efecto superelástico.

Estas temperaturas se definen según el estado donde se encuentre la aleación:

Al Enfriar:

M_s , Temperatura de inicio de la transformación martensítica desde la fase β (Austenita)

Mf, Temperatura final de la transformación martensítica (temperatura cuando se alcanza 100 % de martensita en la aleación).

Al Calentar:

As, Temperatura de inicio de transformación inversa (martensita a austenita)

Af, Temperatura de término de transformación inversa (100 % austenita), temperatura sobre la cual la martensita inducida es de carácter inestable.

Los valores de estas temperaturas se determinan en la práctica por mediciones de alguna propiedad física en función de la temperatura, la propiedad física observada a menudo varía drásticamente en presencia de éstas.

Como la transformación martensítica no está asociada a un cambio de composición, la curva de energía libre de Gibbs de ambas fases puede expresarse en función de la temperatura, como en la Figura 2.2.

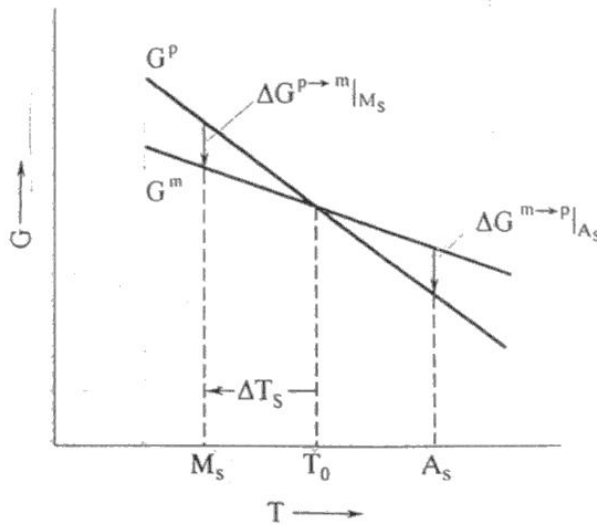


Figura 2.2: Energía libre de Gibbs (Otsuka & Wayman,1998 [1])

En la figura se observa T_0 (aproximadamente $\frac{1}{2}(M_s+A_s)$) que representa la temperatura de equilibrio termodinámico entre las dos fases, $\Delta G^{p \rightarrow m} = G^m - G^p$ es la fuerza conductora para la nucleación de martensita, donde G^m y G^p son las energías libres de Gibbs de las fases Martensita y Austenita respectivamente. Análogamente $\Delta G^{m \rightarrow p}$ es la fuerza conductora para la creación de Austenita desde Martensita. Así un cambio de energía libre de Gibbs en MT, puede ser escrito como:

$$\Delta G = \Delta G_c + \Delta G_s + \Delta G_e \quad (2.1)$$

Donde ΔG_c es la variación de energía química, originada en el cambio estructural de Austenita en Martensita, ΔG_s es la diferencia de energía superficial entre Austenita y Martensita, y ΔG_e variación de energía elástica.

A causa de esto, el sobre-enfriamiento ΔT_s es necesario para la nucleación de Martensita, análogamente el sobre-calentamiento es necesario para la transformación inversa.

Para finalizar, la relación de Clasius-Clapeiron una forma distinta de analizar los efectos de la aplicación de esfuerzo en la MT, (Otsuka & Wayman, 1998 [1])

$$\frac{d\sigma}{dT} = -\frac{\Delta S}{\varepsilon} = -\frac{\Delta H^*}{\varepsilon T} \quad (2.2)$$

2.4. Transformación Martensítica inducida por esfuerzos

Como idea central se puede enfocar al concepto inverso sobre si la MT induce esfuerzos de corte, los esfuerzos de corte pueden a su vez producir la MT. Esto sí sucede, y es lo que conocemos como transformación martensítica inducida por esfuerzos (SIM).

Se produce SIM sólo dentro de un cierto rango de temperaturas, (entre A_f y M_d) fuera de ese rango ocurrirán dislocaciones que producirán una deformación plástica y permanente en el material. Si el esfuerzo se aplica a una temperatura menor a la temperatura de transformación total en martensita (Temperatura llamada M_f , ver Figura 2.3) solo se logra la variación en la orientación existente en su única fase de martensita.

La diferencia entre SIM y MT consiste en que en la MT la orientación de las agujas de martensita es autoacomodante, y se pueden generar diversas variantes de martensita. En cambio, en la SIM, la orientación de las agujas de martensita es solo de una variante, y se alcanza la orientación de todas las agujas de martensita en un nivel de esfuerzos determinado (Monsalve, 1990[10])

2.4.1. Efecto de la temperatura en la transformación inducida por esfuerzo

Como ya se dijo, es posible obtener fase Martensita a raíz de la aplicación de esfuerzos, en especial bajo la acción de esfuerzos de tracción. Un ejemplo de la dependencia del esfuerzo crítico alcanzado en función de la temperatura para lograr la transformación de martensita

inducida por esfuerzo (SIM) se observa en la Figura 2.3, donde se observan curvas esfuerzo deformación para distintas temperaturas de un monocristal de aleación Cu- 14.1%masaAl- 4%masa Ni.

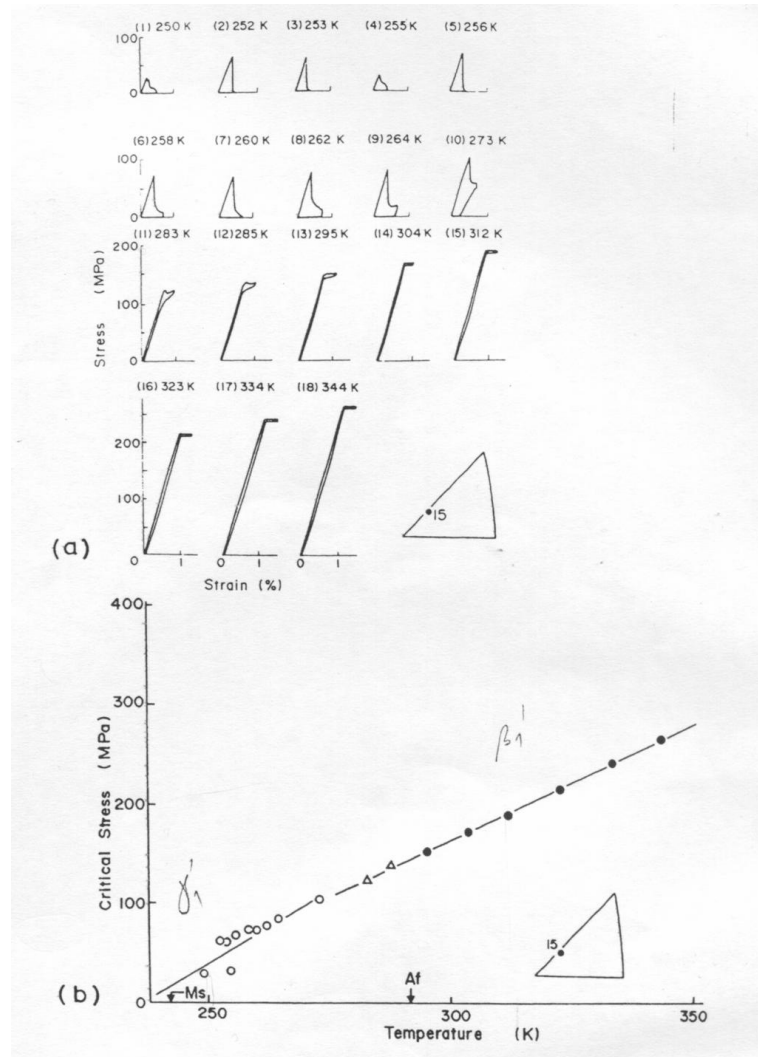


Figura 2.3: Curvas Esfuerzo-Deformación en función de la temperatura y Esfuerzo crítico en función de la temperatura (Otsuka & Wayman,1998 [1])

Como idea central de la Figura se observa una dependencia directa entre el esfuerzo crítico alcanzado y la temperatura de ensayo, la razón del porqué el esfuerzo crítico aumenta con el aumento de la temperatura se debe a que la fase madre es más estable a altos rangos de temperatura, y así cada vez es necesario alcanzar mayores valores de esfuerzo aplicado para lograr SIM.

2.5. Efecto memoria de forma

El efecto memoria de forma (SME) corresponde al fenómeno producido cuando es posible recuperar una deformación previa por medio de un ciclo de calor.

El SME es un fenómeno tal que cuando una muestra es deformada a una temperatura bajo A_s , ésta recupera su forma original gracias a la transformación reversible producida al calentar el material a una temperatura sobre A_f . La deformación recuperable puede ser de tipo tracción, compresión y torsión.

Específicamente, este comportamiento se presenta cuando la deformación se aplica por debajo de la temperatura M_f , o entre M_f y A_s , temperatura donde la martensita comienza a ser inestable.

Dependiendo del régimen de temperatura, el mecanismo del SME es ligeramente diferente, dicho mecanismo es esquematizado en la Figura 2.4

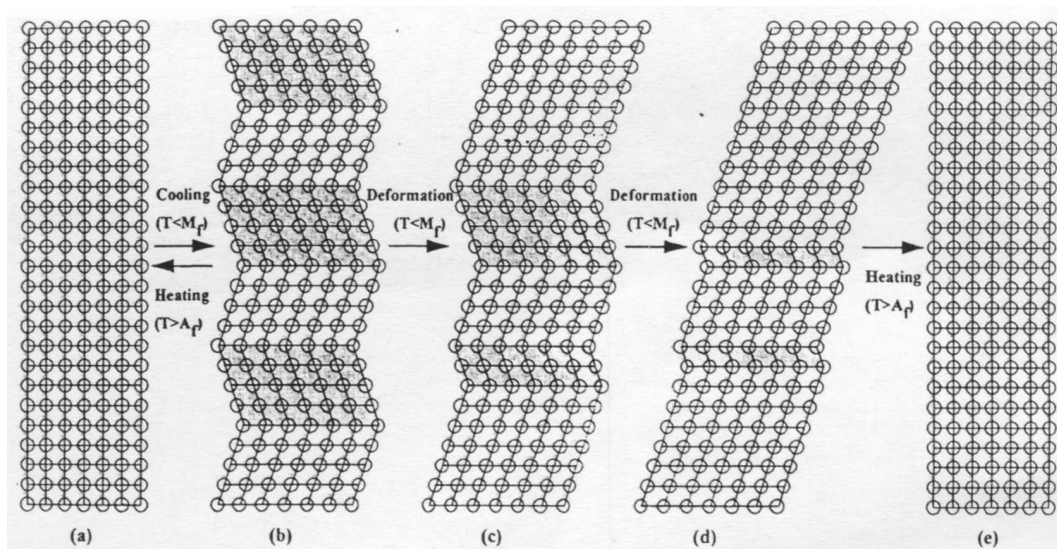


Figura 2.4: Modelo esquematizado del proceso del efecto memoria de forma (Otsuka & Wayman, 1998 [1])

En la Figura es posible observar un monocristal que originalmente se encuentra en fase austenita (a) con un enfriamiento posterior hasta una temperatura menor que M_f pasa a transformarse en martensita auto acomodada en distintas variantes sin producir un cambio de forma en la muestra (b). Así si se aplica un esfuerzo externo, los bordes de macla se desplazan para acomodarse al esfuerzo, logrando que las variantes originalmente observadas comiencen a unificarse en sólo una variante si el esfuerzo aplicado es lo suficientemente alto. (c y d). Una vez obtenida martensita casi totalmente orientada en sólo una variante, la

muestra es calentada hasta una temperatura mayor a A_f , logrando así transformación cristalográficamente reversible para obtener nuevamente la fase original (d).

En el caso que el esfuerzo externo aplicado no sea a temperatura menor que M_f , si no que una temperatura mayor que M_f pero a la vez menor que A_s ($M_f > T > A_s$) la transformación de martensita inducida por esfuerzo también colabora a la deformación, sumando su efecto, por lo que el mecanismo de SME es esencialmente igual al explicado anteriormente .

2.6. Efecto superelástico

La presencia de superelasticidad en alguna aleación ante esfuerzos se caracteriza por la recuperación del material a su tamaño y forma original después del ciclo de carga y descarga.

La causa de este fenómeno y la diferencia con el caso anterior recae en el hecho que el esfuerzo en este caso se aplica por sobre la temperatura A_f , lo que significa que la martensita presente es metaestable (o inestable) con una disposición establecida por el criterio de mínima energía posible. La martensita inestable después de aplicada la carga y ya en la etapa de descarga tiene como única alternativa para mejorar su estabilidad volver exactamente a la situación original.

Finalmente se observa que si el material se encuentra entre A_f y A_s , la martensita no se transformará completamente en austenita (β) y el material obtendrá una deformación remanente, sólo posible de recuperar con tratamiento térmico.

2.7. Condiciones para SME y SE

Existe una relación entre SME y SE que se esquematiza en la Figura 2.5, la presencia de cualquiera de los dos efectos en un mismo material depende en conjunto de la composición, la temperatura de trabajo y la no superación de esfuerzos críticos que provocan desplazamientos cristalográficos irreversibles.

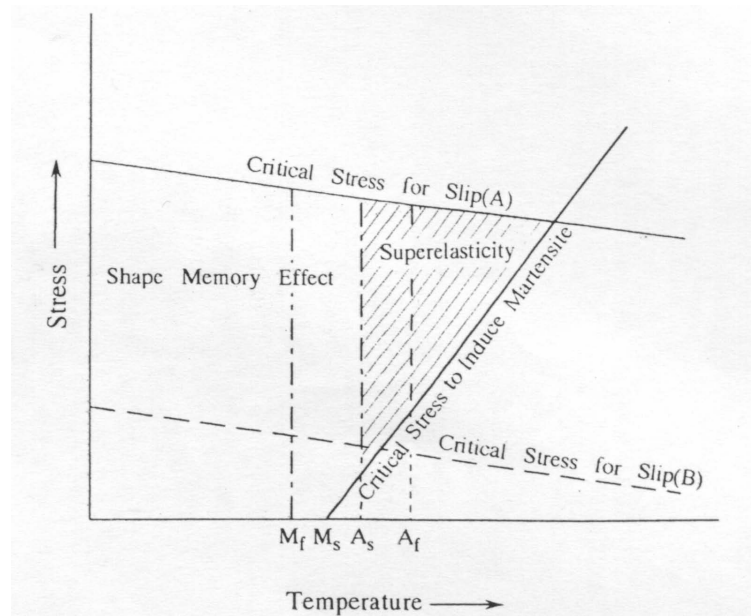


Figura 2.5: Zona de Superelasticidad en función de esfuerzo y temperatura (Otsuka & Wayman, 1998 [1])

De la Figura se observa que SME ocurre bajo A_s (con posterior calentamiento sobre A_f) y SE sucede sobre A_f , donde la martensita es totalmente inestable ante la ausencia de esfuerzo. Existen además rectas que localizan los efectos, simbolizando las zonas donde se encuentra el esfuerzo crítico para inducir martensita y el esfuerzo crítico para encontrar desplazamientos (rectas A y B).

Además de las condiciones anteriores, es posible de encontrar SME y SE en aleaciones termoelásticas y aleaciones ordenadas. La razón de porqué las aleaciones termoelásticas son favorecidas por SME y SE se debe en parte a la pequeña fuerza conductora necesaria para la transformación, lo cual evita la introducción de dislocaciones y la presencia de maclas. La estructura ordenada favorece la falta de deslizamientos cristalograficos, puesto que este tipo de estructura usualmente tiene un mayor esfuerzo crítico necesario para producir deslizamiento que en una estructura desordenada.

De los argumentos anteriores es de esperar que las características de SME y SE puedan ser mejoradas por endurecimiento de la aleación termoelástica. Desde el punto de vista metalúrgico físico se puede aumentar el esfuerzo crítico de deslizamiento con: solución endurecida, endurecimiento por precipitación, y endurecimiento por aplicación de trabajo.

2.8. Efecto memoria de forma bi- direccional

Para esquematizar el efecto memoria de forma bidireccional es necesario observar la Figura 2.4. Cuando el esfuerzo aplicado es pequeño, la muestra vuelve a su forma original

completamente debido a SME (figuras de las (a) a la (c)). Sin embargo cuando el esfuerzo aplicado es grande (d) ocurre deslizamiento irreversible y la forma original no se recupera totalmente luego de calentar el material a una temperatura mayor que A_f . Lo que sucede en el siguiente ciclo de enfriamiento con la muestra corresponde a una elongación automática (f), donde después de varios ciclos de enfriamiento y calentamiento se observa que el material transita solo sobre las Figuras f y g, y por ende se concluye que el material ahora recuerda esta nueva forma original (f) en el estado martensítico. Este fenómeno se llama efecto memoria de forma bidireccional.

La razón de porqué la muestra recuerda la forma (f) se debe a que bajo una gran deformación (d), se introducen dislocaciones para estabilizar la configuración de la martensita donde estas dislocaciones existen incluso en la fase madre (austenita) después de la transformación reversa, en calentamiento.

2.9. Comportamiento tipo goma

Existen muchos fenómenos llamados comportamiento tipo goma, aunque su origen no es aun comprendido (Otsuka Wayman,1998[1]). Se observa cuando una aleación de tipo SEM es deformada antes de la transformación martensítica y es posteriormente envejecida en martensita por varias horas, el resultado es un comportamiento tipo pseudoelástico, parecido al efecto Superelástico solo con la diferencia de que se presenta en fase martensita y no austenita como el efecto SE.

2.10. Aleaciones memoria de forma Base Cobre

Las aleaciones Ti-Ni SMA, junto a sus buenas propiedades como SME, tienen además buenas propiedades en ductilidad y resistencia a la corrosión, sin embargo, son demasiadas costosas en comparación con las aleaciones de Cobre, que por su parte tienen en comparación ventajas en conductividad eléctrica, conductividad térmica y deformabilidad.

En las aleaciones binarias base cobre, y en especial en la aleación CuZn, habitualmente son agregados elementos ternarios para aumentar la temperatura de cambio de fase M_s y estabilizar la fase β . Así, por ejemplo, la aleación CuZnAl mejora sus propiedades respecto a ductilidad y fractura de límite de grano.

Además del Aluminio se conocen distintos elementos posibles de actuar como elementos ternarios y cuaternarios que junto a modificar las temperaturas de transformación sirven de afinadores de grano. Ejemplo de estos elementos que son posibles de agregar en las aleaciones SMA CuAl y CuZn son: Al, Si, Be para modificar temperaturas de transformación, y Ti, Zr y B para afinar el tamaño de grano.

En la Figura 2.6 se esquematiza la relación entre la composición de la aleación ternaria CuZnAl y su respectiva temperatura de transformación de fase Ms, en la Figura es posible observar que la temperatura Ms de la aleación SMA puede ajustarse entre aproximadamente 173 y 473 K, según la composición establecida.

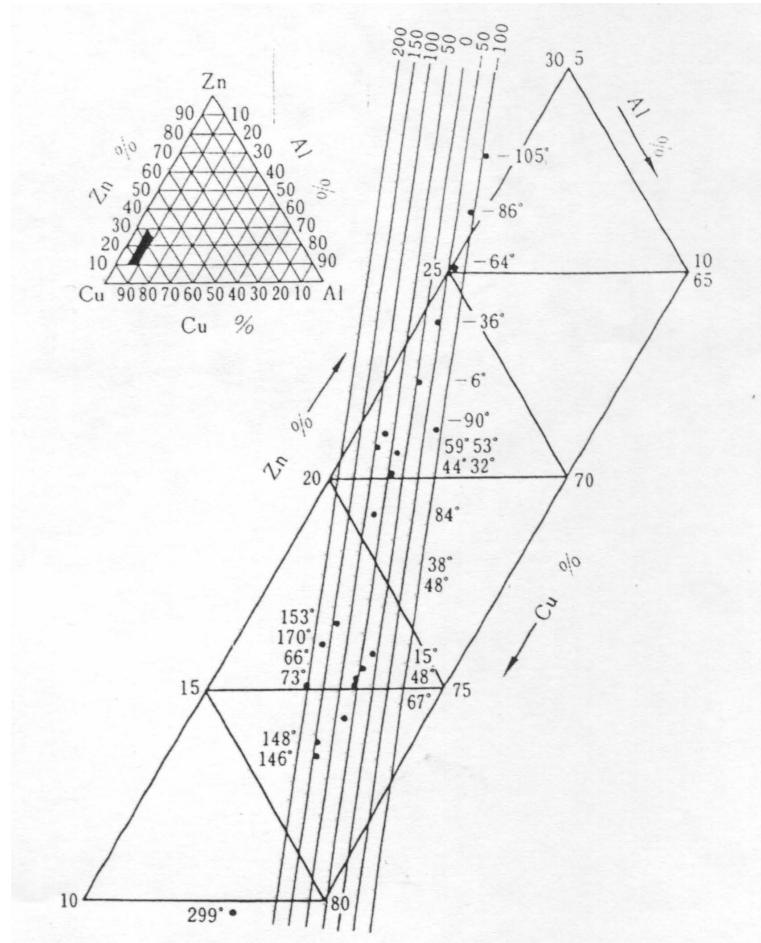


Figura 2.6: Relación entre temperatura Ms y composición de aleación CuZnAl (Otsuka & Wayman,1998 [1])

Cabe destacar que aunque el esquema sólo muestra la relación entre la temperatura Ms y la composición de la aleación, las temperaturas de cambio de fase están también influenciadas por otros factores como, los tratamientos de calor efectuados sobre el material, la rapidez del templado, el tamaño de grano y el número de ciclos efectuados. Como ejemplo representativo de la influencia de estos últimos factores se establece experimentalmente que a menor tamaño de grano la temperatura Ms tiende a ser menor que en una muestra análoga de mayor tamaño de grano.

2.11. Aleación CuZnAl

Según estudios y experimentación previa, existen aleaciones con elemento base Cobre que tienen comportamiento con memoria forma. Entre estas aleaciones el análisis del proyecto se enfoca a la aleación ternaria $C_u75\%Z_n17,04\%A_l7,24\%$, que según la información bibliográfica y experimental previa presenta efecto superelástico.

Como se desconoce o no existe el diagrama ternario que represente el actuar de los tres elementos en forma continua y simultánea, el análisis se realiza según dos enfoques distintos y posibles de comparar a futuro: la ecuación de Z_n equivalente que transforma el valor de Z_n según la cantidad de A_l en el diagrama C_uZ_n (Figura 2.7) y los diagramas C_uZ_n para distintos porcentajes de A_l , propuestos anteriormente por (Gollot(2002)[9]) .

Cualquiera sea la opción elegida, lo importante de observar y analizar en el diagrama en base a la composición definida, es el rango de temperaturas donde se ubica la zona monofásica de austenita (β) y la zona bifásica ($\alpha + \beta$, necesaria para trabajar en frío) ya que dichas zonas definen exactamente las temperaturas para realizar los tratamientos térmicos previos que permiten el efecto superelástico.

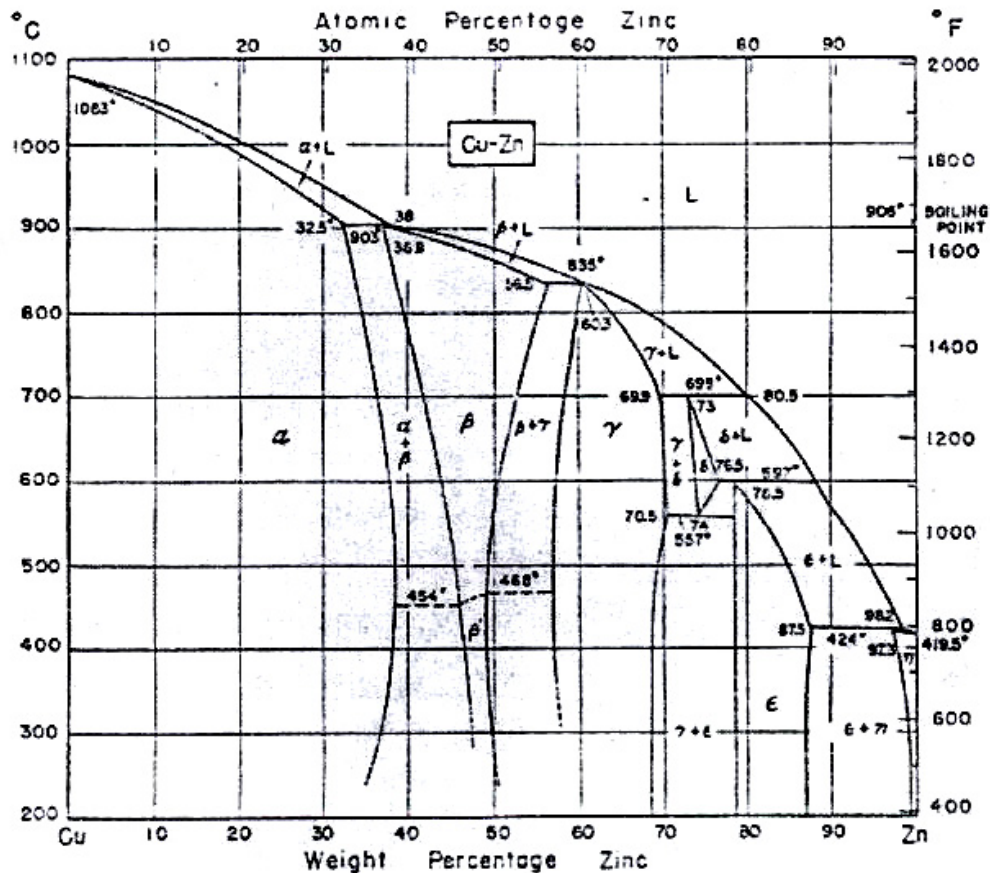


Figura 2.7: Diagrama de fases Bifásico Cu Zn (Smith,2004[5])

2.12. Comportamiento mecánico

2.12.1. Comportamiento en monocristales vs policristales

Los materiales SMA, poseen un comportamiento mecánico distinto dependiendo de si son monocristales o policristales. Una de las propiedades características de los SMA policristalinos dice relación con que su deformación recuperable es considerablemente menor en comparación con un monocristal, debido a que la deformación producida es diferente en cada grano, lo que conlleva una recurrente y fácil fractura de bordes de grano.

En el caso de CuZnAl la aleación es dúctil, incluso en estado policristalino, donde el efecto SE soporta esfuerzos de aplicación sobre 300 MPa. La explicación de este comportamiento está relacionada con el carácter de estructura ordenada que presenta su fase Austenítica.

2.12.2. Comportamiento en fractura

Los policristales SMA son frágiles y susceptibles a la fractura intergranular, aunque sean templadas desde austenita. La razón de esta fragilidad no está relacionada con la segregación de impurezas en los límites de grano (como Bi, Sb, S, P, O y Pb) que son conocidos por causar debilidad en dicha zona para el Cobre, la razón de este comportamiento es la alta anormalidad de la anisotropía elástica que conduce a concentración de esfuerzos en los bordes de grano, debido a la deformación elástica y plástica incompatible entre los granos. Esto conlleva que es posible encontrar formación de martensita inducida por esfuerzo a lo largo de los bordes de grano al templar. Para mantener la compatibilidad en los bordes de grano que no presentan deformación acomodante, lo que se produce es una grieta de tamaño dependiente de la orientación de los granos adyacentes.

Para prevenir la fractura intergranular es necesario reducir el tamaño de las grietas producidas por los desplazamientos, que se logra con reducción del tamaño de grano, y pequeña dependencia entre la orientación de la deformación de transformación y la deformación plástica.

2.13. SMA de grano refinado

Dentro de las prominentes aleaciones SMA CuZnAl y CuAlNi, se han realizados varios intentos para mejorar la estabilidad térmica y mecánica. Como ya se mencionó, la fractura es habitual en este tipo de aleaciones debido a la dificultad de relajación en la concentración de esfuerzos en los bordes de grano, por ello es esencialmente importante refinar el tamaño de grano.

La refinación de tamaño de grano por pequeñas adiciones de elementos aleantes como Ti, Zr, V, Pb y B ha sido experimentado en CuZnAl y CuAlNi SMA, lográndose en el caso de CuAlNi con adición de Ti una reducción del tamaño de grano desde 1mm a 15 μm .

El mecanismo en la refinación de tamaño de grano está relacionado con el papel que desempeña el elemento aleante que actúa como obstáculo en la migración de los bordes de grano.

Con el refinamiento del tamaño de grano la deformación de fractura y la vida a la fatiga mejoran sus propiedades (como se observa en la Figura 2.8, para el caso de la fatiga).

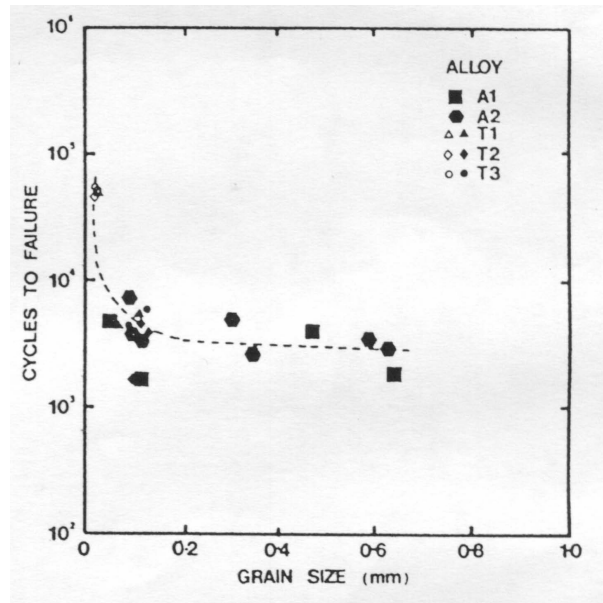


Figura 2.8: Ciclos de falla en función del tamaño de grano(Otsuka & Wayman,1998 [1])

A pesar de ser la adición de elementos aleantes el principal proceso de refinamiento de tamaño de grano también se han estudiado procedimientos por medio de tratamientos termomecánicos, aleaciones de rápida solidificación, chisporroteo y polvos metalúrgicos.

Capítulo 3

Antecedentes teóricos experimentales

Durante el desarrollo de la presente memoria, se efectúan una serie de análisis, tratamientos y ensayos para caracterizar exitosamente el material. A continuación se entrega cronológicamente los aspectos teóricos que existen detrás de cada etapa realizada.

3.1. Espectrometría

La espectrometría de emisión óptica es un tipo de ensayo utilizado para conocer la composición química de algún material. El método consiste básicamente en bombardear con un haz de electrones la superficie pulida de la muestra, se genera un arco eléctrico y la evaporación de los elementos participantes son identificados por el equipo al analizar las longitudes de onda reflejadas por la probeta.

Este método es habitualmente conocido como espectrometría de chispa o chispazo, y debe ser ejecutado utilizando un patrón correcto de lectura de muestra, que es dependiente de los elementos presentes.

3.2. Radiografía de rayos X

La radiografía es un análisis que tiene como utilidad descubrir la homogeneidad interna de la muestra. Se aplica sobre la muestra un bombardeo con rayos X para obtener la radiografía que muestre si existe presencia de defectos internos como rechupes, agrietamiento y discontinuidades.

3.3. DSC, Calorimetría diferencial de barrido

La Calorimetría diferencial de barrido es un método de análisis térmico que registra las variaciones en el flujo de calor sobre una probeta que es sometida a un ciclo de calentamiento con enfriamiento posterior. El rango donde lentamente la probeta es calentada y enfriada esta aproximadamente entre -60 y $+60^{\circ}C$.

Este análisis permite descubrir a partir de la curva flujo de calor en función de la temperatura, las temperaturas de cambio de fase que presenta la muestra, debido a que un cambio de fase tiene asociado un salto en la curva de flujo de calor. De esta manera observando especialmente los peak es posible determinar las temperaturas de cambio de fase.

3.4. Tratamientos térmicos

3.4.1. Recocido

1

Recocido es el proceso por el cual un metal endurecido por deformación gracias al aumento de temperatura se ablanda hasta retornar al estado exento de deformación.

Cuando se deforma plásticamente un metal a temperaturas bajas respecto a su punto de fusión, se dice que el metal es trabajado en frío. La energía interna de los metales en frío es mayor que la que se encuentra en los metales sin deformar, por consiguiente al efectuar recocido, el estado de deformación en frío se vuelve cada vez mas inestable hasta que el metal se ablanda y vuelve a su estado original sin deformación.

El proceso de recocido puede dividirse en tres etapas:

- Recuperación
- Recristalización
- Crecimiento de grano.

La Recuperación o restauración se define como restauración de las propiedades físicas de los metales deformados en frío sin producir cambios de microestructura. En esta etapa la conductividad térmica aumenta, la deformación reticular disminuye y sólo las propiedades relativas a la resistencia mecánica controladas por dislocaciones no son afectadas a la temperatura de recuperación.

La Recristalización es la sustitución de la estructura deformada en frío por un nuevo juego de granos sin deformar. En esta etapa la densidad de dislocaciones disminuye, lo que conlleva un descenso en la dureza o resistencia mecánica y un aumento en la ductilidad. La fuerza impulsora al igual que en la recuperación es la energía almacenada como resultado de la deformación en frío.

El mecanismo de disminución de la cantidad de dislocaciones es llamado Poligonización, consiste en conseguir cuando se calienta el cristal la agrupación por trepado de las dislocaciones en la configuración de mínima energía, lo que visualmente aparece como estructura poligonal que conforma los nuevos límites de grano.

La ultima etapa Crecimiento de grano sucede si los nuevos granos se calientan a una temperatura mayor que la necesaria para lograr Recristalización, desde ese momento existe un

¹Información recopilada desde (Reed- Hill, R.,1967 [2]) y (Dieter,G.,1967[3])

aumento progresivo del tamaño de grano. La fuerza impulsora para esta etapa es el descenso de la energía libre resultante de la disminución del área de los límites de grano debido al aumento de tamaño.

Existen ecuaciones que rigen este comportamiento, por lo que es posible conocer la fracción de microestructura que ha recrystalizado en un tiempo t .

$$X = \exp(-B \cdot t^{n'}) \quad (3.1)$$

Donde B y n' son constantes.

Y el tamaño de grano D en un tiempo t , para el tamaño de grano promedio.

$$D^2 - D_0^2 = C \cdot t \quad (3.2)$$

Donde C es constante y D_0 tamaño de grano inicial.

La Figura 3.1 muestra algunas propiedades en función de la Temperatura para las etapas de Recocido.

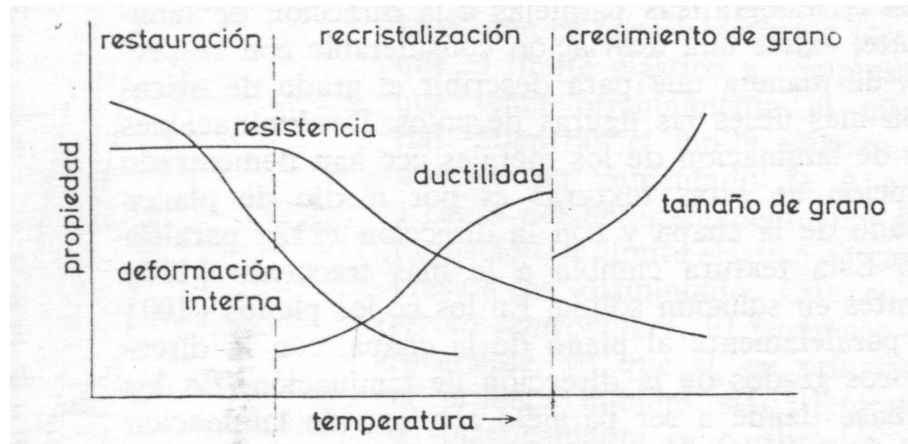


Figura 3.1: Esquema variación de propiedades durante Recocido (Dieter, 1967 [3])

3.4.2. Temple

A diferencia del enfriamiento lento, donde aparecen las fases de equilibrio del diagrama de fases de equilibrio, si el enfriamiento se realiza a alta velocidad se retienen las fases presentes a alta temperatura o surgen nuevas fases resultado del proceso.

El temple es un tratamiento térmico al que se somete generalmente piezas o masas metálicas ya conformadas por mecanizado, para aumentar su dureza. El proceso se lleva a cabo

enfriando la masa metálica rápidamente, sumergiéndola en agua, en aceite o en otros fluidos o sales.

Al aumentar la velocidad de enfriamiento se consigue que los granos que forman el material tengan un periodo de crecimiento menor, por lo que serán más pequeños existiendo una mayor área de borde de grano, donde se podrá acumular mayor tensión, lo que aumentará su dureza.

El aumento de área de bordes de grano hará que el material sea más duro pero también más frágil, lo que significa que no sufrirá deformaciones plásticas o abolladuras, pero se vuelve quebradizo. (Wikipedia,[17])

El templado consta de dos etapas un calentamiento previo por encima de la temperatura crítica inferior para solubilizar ciertos constituyentes y un enfriamiento rápido posterior, el temple propiamente tal. Si bien las propiedades mecánicas obtenidas son elevadas, cuanto mayor es la temperatura de solubilización, la aleación queda más frágil después del tratamiento por lo que posteriormente suele realizarse un revenido que incrementa la ductilidad y tenacidad quedando el material con la resistencia y dureza deseadas para su uso. El temple puede ser sólo superficial.

3.5. Extrusión, Tratamiento termomecánico

La extrusión es un proceso en el que un bloque de metal se reduce de sección forzándolo a fluir a través de un orificio mediante presiones elevadas. Este proceso se emplea en general para la obtención de barras y tubos. Aunque existe la extrusión en frío, habitualmente se utiliza la extrusión en caliente a fin de que sea menor la resistencia a la deformación.

Existe dos tipos fundamentales de extrusión, la extrusión directa y la extrusión indirecta o inversa (Figura 3.2). En la extrusión directa la carga o palanquilla se coloca dentro de la matriz o cuerpo de extrusión empujando mediante un émbolo o punzón que a su vez está empujado por un vástago.

En la extrusión indirecta se utiliza un vástago hueco que empuja la matriz, mientras el extremo opuesto del cuerpo esta cerrado.

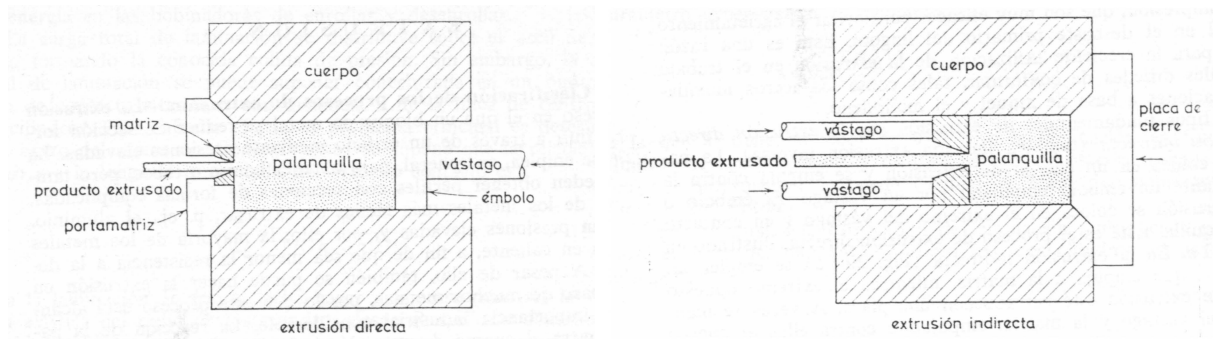


Figura 3.2: Esquema clases de Extrusión (Dieter,1967 [3])

Además de los procesos principales utilizados existe un tercer proceso ocupado en menor cantidad, la extrusión por impacto, proceso empleado para conformar longitudes cortas de forma hueca, se utiliza sólo en metales blandos y se realiza en prensas mecánicas de alta velocidad.

3.5.1. Equipos de Extrusión

La extrusión se lleva a cabo principalmente en prensas hidráulicas, que pueden ser horizontales o verticales. Las prensas verticales tienen ventaja sobre la alineación del vástago y herramientas, la carga extruida se enfría uniformemente y se logra deformación simétrica, pero son un problema si la pieza extruida es larga, habitualmente es necesario ponerlas en altura. Por el contrario en las prensas horizontales la carga reposa directamente sobre el cuerpo, por lo que la zona inferior se enfría más rápido y la deformación puede no ser simétricamente uniforme, si no se enfría el cuerpo internamente.

Para fabricar las matrices y los útiles se emplean aceros de herramienta de alta aleación con resistencia mecánica a temperaturas elevadas.

Otro aspecto importante de la extrusión en caliente son los medios para calentar la carga y las piezas de la matriz de extrusión junto a un equipo de corte en caliente para cortar la forma extrusada.

3.5.2. Variables de extrusión

Las principales variables con que determina la fuerza necesaria para producir la extrusión son:

- Tipo de extrusión (directa o indirecta)
- Relación de extrusión
- Temperatura de trabajo

- Velocidad de deformación
- Condiciones de fricción en la matriz y en las paredes del cuerpo de extrusión.

Al analizar la variación de presión de extrusión en el tiempo (fuerza de extrusión dividida por la sección transversal de la carga) se observa un aumento inicial, debido a la compresión, el metal empieza a fluir que empieza a descender al disminuir la fuerza de fricción.

La relación de extrusión se define como la razón entre la sección transversal inicial y la que queda después de la extrusión.

$$R = \frac{A_0}{A_f} \quad (3.3)$$

La presión de extrusión se define:

$$P = \sigma_0 \cdot A_0 \cdot \ln\left(\frac{A_0}{A_f}\right) \quad (3.4)$$

σ_0 es el límite elástico de las condiciones empleadas. Cabe destacar que el valor obtenido de la ecuación 3.5.2 a pesar de ser un valor razonable es menor al real observado por no considerar la deformación no homogénea de la carga y la fricción entre la carga y la matriz.

La deformación depende de la forma en que el metal fluye en la matriz. La Figura 3.3 muestra el diagrama de flujo en la extrusión directa (se asume que la carga esta bien lubricada), la deformación es uniforme hasta llegar a la salida de la matriz, donde el metal fluye más fácilmente y se da origen a zonas muertas que es donde está el metal estancado con poca deformación. Los elementos próximos a los lados de la carga sufren intenso cizallamiento.

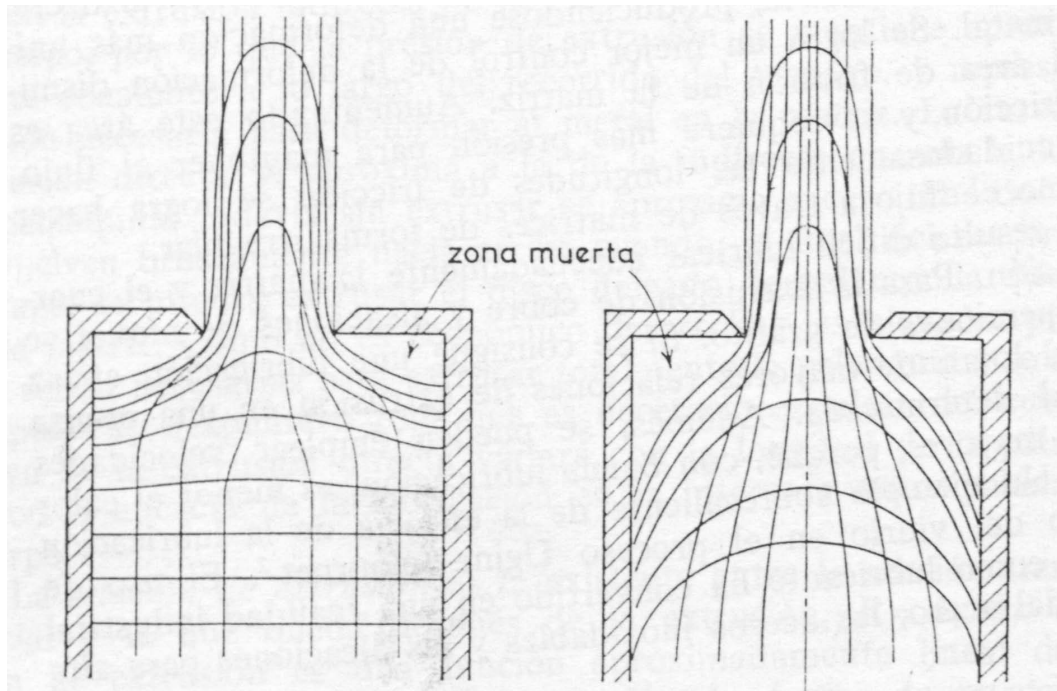


Figura 3.3: Diagrama de flujo en extrusión directa (Dieter,1967 [3])

3.6. Ensayos mecánicos

3.6.1. Ensayo de tracción

El ensayo de tracción convencional se emplea para obtener información sobre la resistencia mecánica. Se somete la probeta a una fuerza de tracción monoaxial de aumento progresivo hasta la rotura, simultáneamente se mide el correspondiente alargamiento y/o deformación.

Los datos obtenidos se representan en un diagrama de tracción, en el que la tensión se ubica en el eje de las ordenadas y la deformación en la abscisa. En la Figura 3.4 se observa una curva típica de tracción, la porción rectilínea inicial de la curva corresponde a la región elástica donde se cumple la ley de Hooke (ecuación 3.5), el límite elástico, punto a partir del cual deja de ser la curva rectilínea es la tensión máxima que es capaz de resistir el metal sin experimentar deformación permanente.

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (3.5)$$

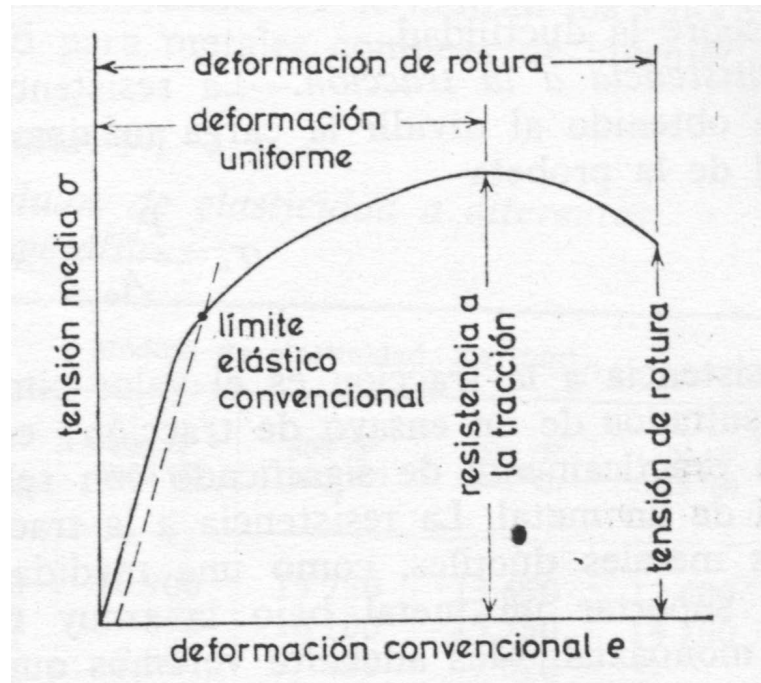


Figura 3.4: Curva tracción (Dieter,1967 [3])

La tensión utilizada en la curva es llamada tensión media y se obtiene dividiendo la carga por el área de la sección transversal inicial (ecuación 3.6).

$$\sigma = \frac{P}{A_0} \quad (3.6)$$

La deformación utilizada es la deformación inicial media, calculada al dividir el alargamiento de la distancia entre puntos de la probeta por su longitud original (ecuación 3.7).

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (3.7)$$

$$\text{Alargamiento } \% = 100 \cdot \frac{L_f - L_0}{L_0} \quad (3.8)$$

El alargamiento de la probeta es uniforme a lo largo de la distancia entre puntos hasta el momento de carga máxima donde luego comienza la estricción donde la deformación deja de ser uniforme.

Existe además la curva real de tensión-deformación, que a diferencia de la curva convencional sí considera el efecto de la estricción. La tensión media basada en el área inicial, luego

del punto de carga máxima disminuye en la curva convencional, a pesar de que realmente el metal continua endureciéndose por deformación hasta la fractura produciéndose un aumento de tensión a mayor deformación, como se observa en la curva real. En la curva real la tensión se calcula instantáneamente.

La relación entre ambas curvas se observa en la ecuación 3.9.

$$\varepsilon_{real} = Ln(\varepsilon_{convencional} + 1) \quad (3.9)$$

3.6.2. Ensayo de Compresión

El ensayo a compresión es análogo a su similar de tracción, sólo presenta algunas diferencias en los resultados obtenidos.

Los diagramas esfuerzo-deformación tienen formas diferentes a los de tensión, dependiendo de la dureza o fragilidad del material. Los metales dúctiles, como el cobre, poseen límites de proporcionalidad en compresión muy cercanos a los que se tienen en tracción, por lo que las regiones iniciales de sus diagramas a compresión son muy similares a los de tracción, sin embargo cuando se inicia la fluencia, los diagramas son completamente distintos. Cuando se comprime una pequeña probeta de material dúctil, sus lados comienzan a abultarse y adopta la forma de un barril hasta que la probeta se aplasta ofreciendo una resistencia adicional (la curva se vuelve ascendente).

De modo característico, los materiales frágiles en compresión tienen una región lineal inicial, seguida de una región en la cual se incrementa el acortamiento a un ritmo mayor al de carga. El diagrama esfuerzo-deformación a compresión es similar al de tracción, aunque los materiales frágiles suelen alcanzar esfuerzos últimos mayores a compresión que a tracción.

3.7. Metalografía

La metalografía es un ensayo que estudia las características estructurales o constitutivas de un metal o aleación relacionándolas con las propiedades físicas y mecánicas.

De un examen metalográfico se puede suministrar mucha información, como son la estructura de fases y el tamaño, forma y borde de los granos. El principal instrumento para la realización de un examen metalográfico lo constituye el microscopio óptico (aunque también es posible de estudiar en microscopio electrónico), con el cual es posible examinar una muestra con aumentos que varían entre 50 y 2000.

El microscopio metalográfico, debido a la opacidad de los metales y aleaciones, opera con

la luz reflejada por el metal. Por lo que para poder observar la muestra es necesario preparar una probeta y pulir a espejo la superficie.

El pulido se logra por medio de desgaste de material, se utiliza una serie de lijas desde la mas gruesa hasta la mas fina de valores finalmente de valores entre 180 y 1200. Posteriormente se continúa con la aplicación del abrasivo liquido Alúmina que también se aplica desde valores gruesos hasta finos definidos como polvos de preparación de diámetro habitual $1 \mu m$; $0,3 \mu m$ y $0,05 \mu m$. (DesRoches,2004[16])

Una vez que el material ha sido pulido debe ser atacado químicamente antes de observarlo en el microscopio, para el caso de aleaciones base cobre el ataque químico está compuesto por Cloruro Férrico, Ácido Clorhídrico y Alcohol.

3.8. Fractografía

Fractografía es el tipo de examen donde se observa la superficie de fractura a aumentos relativamente elevados. A grandes aumentos las fracturas transgranulares presentan un gran número de escalones de despegue y un esquema de microgrietas ramificadas, lo que indica la absorción de energía por deformación local. La superficie de fractura frágil intergranular es mucho más lisa en general con ausencia de escalones de despegue.

Para fractura dúctil en tracción se observa estricción y posterior fractura llamada de copa y cono si se estudia la fractura del lado copa se aprecia una apariencia muy fibrosa y de contorno zigzageante.

Capítulo 4

Estudio complementario

La etapa inicial de la presente memoria, consistente en la recopilación de antecedentes y caracterización inicial de la aleación, se realizó en conjunto con la memoria “*Caracterización de probetas laminadas de aleación CuZnAl para usar como disipadores de energía sísmica*” perteneciente al alumno Álvaro Alejandro Saavedra Fernández, perteneciente al Departamento de Ingeniería Civil de la Universidad de Chile.

Ambos trabajos se realizaron en una misma aleación, teniendo un inicio en común al entregarse a cada alumno medio lingote, forma original del material.

Estas memorias se diferencian claramente a partir de los tratamientos termomecánicos a que fue sometido el material en forma previa a la fabricación de las probetas, posteriormente ensayadas en tracción.

Las secciones de esta memoria realizadas en conjunto con A. Saavedra son:

5.1.2 Radiografía

5.1.3 Seccionado

5.1.4 Determinación de tratamientos térmicos

6.1 Análisis de composición química

6.2 Calorimetría diferencial de barrido, DSC

6.4 Ensayos de compresión estáticos

A. Saavedra, luego del proceso de laminación en caliente, que él realizó obtuvo barras de dimensiones 80 x 25 x 7.5 mm aproximadamente. Posterior a esto, maquinó y recristalizó el material obteniendo probetas de tracción con tamaño de grano 80 μm y diámetro útil (probetas con cabeza sin hilo) en la zona central de 3.5, 6.5 y 8 mm.

Como resultado de una serie de ensayos de tracción, se determinó módulo de Young entre 40000 o 50000 MPa, y tensión y deformación unitaria máxima alcanzada para todo el grupo de 350 MPa y 6 % aproximadamente.

La probeta que mejor resulta compararla directamente con las del presente trabajo es la llamada por el autor, como probeta L10AR de diámetro 6.5 mm (recordar que las probetas

de esta memoria son de diámetro 7 mm en la zona útil) la que arroja una tensión y esfuerzo máximo alcanzado de 290 Mpa y 6.5 %.

Para los ensayos cíclicos de deformación máxima creciente, el cálculo de coeficientes de amortiguamientos y tipos de áreas muestran que estos aumentan directamente con la deformación aplicada. Para los tipos de rigideces sucede lo contrario, su valor disminuye con el aumento en deformación máxima.

Además de los ensayos anteriores, Saavedra realizó ensayos cíclicos a 0,25 y 1 Hz de deformación máxima creciente, y por último ensayos con series de deformaciones en la secuencia e1-e2-e1, con e1|e2, en el rango superelástico. En todos estos casos el comportamiento de coeficientes de amortiguamientos tipos de áreas y rigideces fue el mismo descrito anteriormente.

Luego de los ensayos efectuó estudio metalográfico que mostró en algunos casos ausencia de recristalización y la presencia de martensita, que indica que se llegó a la zona de deformación plástica no recuperable durante los ensayos.

Capítulo 5

Descripción Metodológica y Procedimiento de Ensayos

Caracterizar en forma completa una aleación base cobre de comportamiento superelástico mecanizada por extrusión es el objetivo general del actual trabajo. En el presente capítulo se explica en detalle las etapas abarcadas en la caracterización para verificar comportamiento SMA y el procedimiento de ensayos realizados.

5.1. Fabricación de probetas

Las etapas se ordenan en forma cronológica desde la fundición hasta la obtención de las barras extruidas.

5.1.1. Antecedentes previos

Como etapa previa al desarrollo del presente trabajo, en el Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la Universidad de Santiago de Chile se elaboró por medio de fusión y solidificación un lingote de aleación base cobre.

El procedimiento que se llevó a cabo consistió en colocar dentro de un crisol montado en un horno de inducción eléctrica, de propiedad de dicha universidad, Cobre, Zinc y Aluminio, elementos necesarios para emular la composición denominada "Bariloche" (Aleación de comportamiento Superelástico (SE) desarrollada en el centro atómico de Bariloche (CAB).

Posteriormente a la fusión se realizó la colada y solidificación para la obtención del lingote de estudio.

La composición de la aleación "nominal Bariloche" es posible de observar en la tabla 5.1.

Tabla 5.1: Composición de aleación nominal Bariloche

Aleación	Cu [%p]	Zn [%p]	Al [%p]
Nominal Bariloche	75.35	16.90	7.71

Tabla 5.2: Resultados de radiografía

Identificación / RX	Observaciones
Lingote lado A	Rechupe significativo e Inclusiones de escorias ramificadas en eje longitudinal del lingote
Lingote lado B	Rechupe significativo e Inclusiones de escorias ramificadas en eje longitudinal del lingote

5.1.2. Radiografía

El lingote fue sometido a un análisis radiográfico en la sección Soldadura y Materiales Metálicos del IDIEM de la Universidad de Chile.

En la radiografía es posible observar una zona interior de distinto color que indica la presencia de rechupe (volumen de ausencia de material).

El rechupe interior junto con ser una discontinuidad dentro del sólido, presenta a su alrededor una zona no homogénea de solidificación que por su forma y volumen se consideró inútil para el estudio.

En la Figura 5.1 es posible observar las radiografías del análisis, y en la tabla 5.2 el resultado emitido por el Sr. Rafael Molina, inspector técnico END del IDIEM.

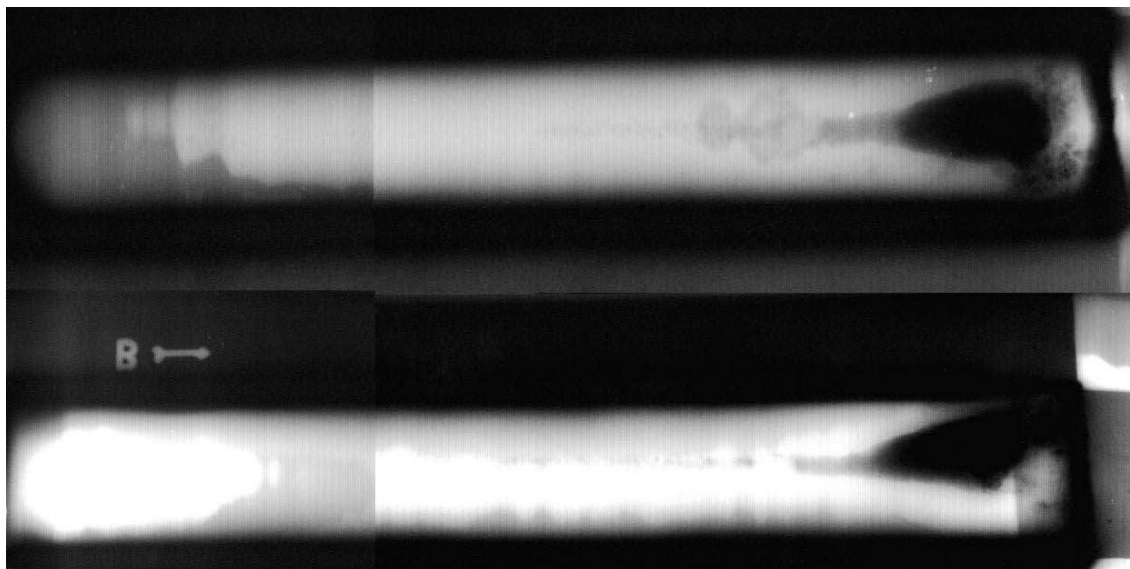


Figura 5.1: Radiografía lingote

La utilidad y objetivo de realizar este análisis fue establecer la posterior óptima disposición de trozado del lingote.

5.1.3. Seccionado

Las dimensiones del lingote aproximadamente fue de $40 \times 50 \times 300 \text{ mm}^3$.

La forma de seccionar el material consistió en realizar dos cortes longitudinales por los ejes centrales de las caras de mayor área, aislando la zona de rechupe con un corte transversal y los trozos restantes se dimensionan en volúmenes iguales.

Luego del seccionado la cantidad de lingotes resultantes, que posteriormente fueron extruidos y mecanizados para la obtención de probetas, son doce de dimensiones aproximadas $20 \times 25 \times 100 \text{ mm}^3$.

En la Figura 5.2 se observa un esquema del proceso de corte.

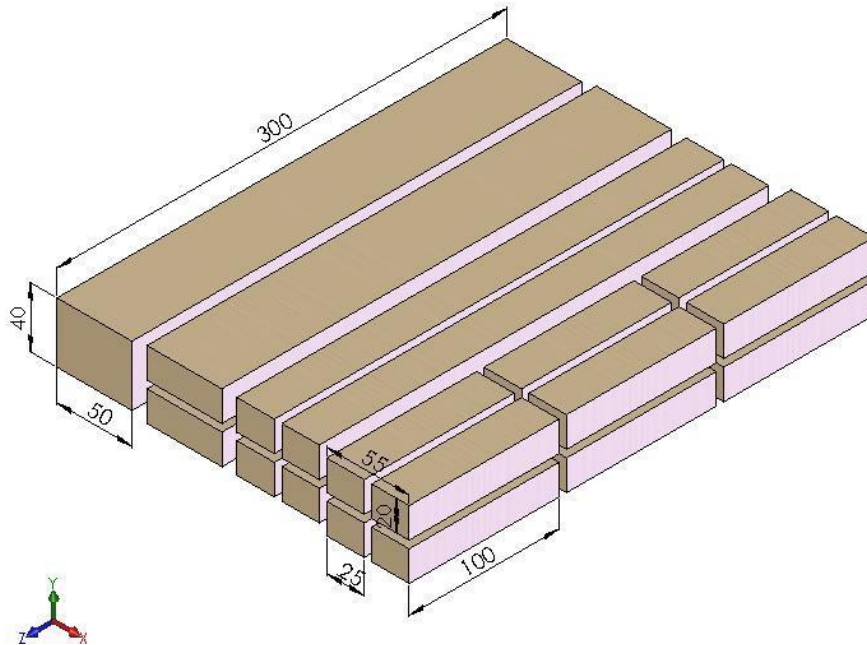


Figura 5.2: Esquema de cortes

El jirto de la fundición también se seccionó en seis piezas de igual volumen para fabricar probetas de compresión uniaxial y obtener la muestra para análisis DSC.

Los cortes se realizaron en una fresa de corte y sierra de banco pertenecientes al taller de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Chile, posibles de observar en la Figura 5.3.

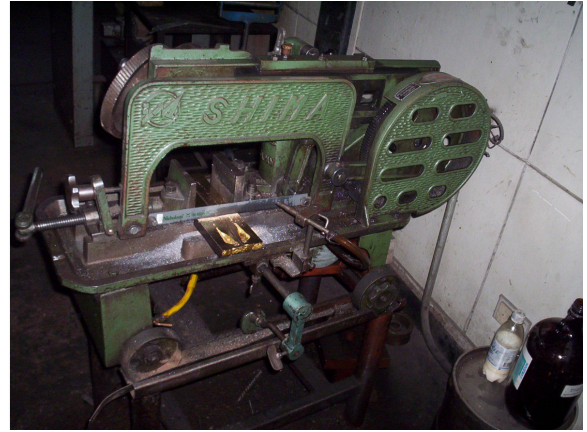


Figura 5.3: Corte de lingote

5.1.4. Determinación de tratamiento térmico

Como primera condición para lograr que la aleación posea comportamiento SMA es necesario que el material se encuentre austenizado a temperatura ambiente. Dicha condición es posible de corroborar templando el material desde la temperatura observada en el diagrama de fases de equilibrio, donde sólo se presenta la fase β (Austenita) para la composición estudiada.

Además interesa encontrar un tratamiento térmico adecuado para lograr la presencia de las fases $\alpha + \beta$ a temperatura ambiente, con lo que sería posible realizar el mecanizado de extrusión en frío.

El trabajo consistió en dos etapas, primero buscar la presencia de austenita y segundo identificar la temperatura y tiempo necesario para obtener las fases $\alpha + \beta$, en ambos casos a temperatura ambiente.

Como ya se mencionó existen dos soluciones para estudiar el comportamiento de fases ternario de la aleación.

La ecuación 5.1 de Zinc equivalente otorga la posibilidad de interpretar el diagrama de fases de equilibrio binario Cu-Zn (Figura 2.7) como un diagrama ternario al modificar el contenido de Zinc por la presencia de Aluminio.

$$Zn_{equivalente} = 100\% - \frac{\%Cu \cdot 100}{(100 + \%Al \cdot (k - 1))} \quad (5.1)$$

Con $k=6$ para aleaciones base cobre.

esta ecuación para los valores observados en la aleación de estudio arroja una solución

de % de Zinc equivalente igual a 4,4 %_{peso}, con lo que debiera aparecer las fases $\alpha + \beta$ bajo la temperatura igual a 530°C.

Una segunda solución consiste en observar una serie de diagramas de fases de equilibrio binario Cu-Zn para distintos porcentajes en peso de presencia de aluminio. Con ellos es posible realizar interpolación gráfica en la elaboración de un diagrama de fases binario con la presencia de Aluminio estudiada (7.7%p Al). El diagrama resultante se observa en la Figura 5.4

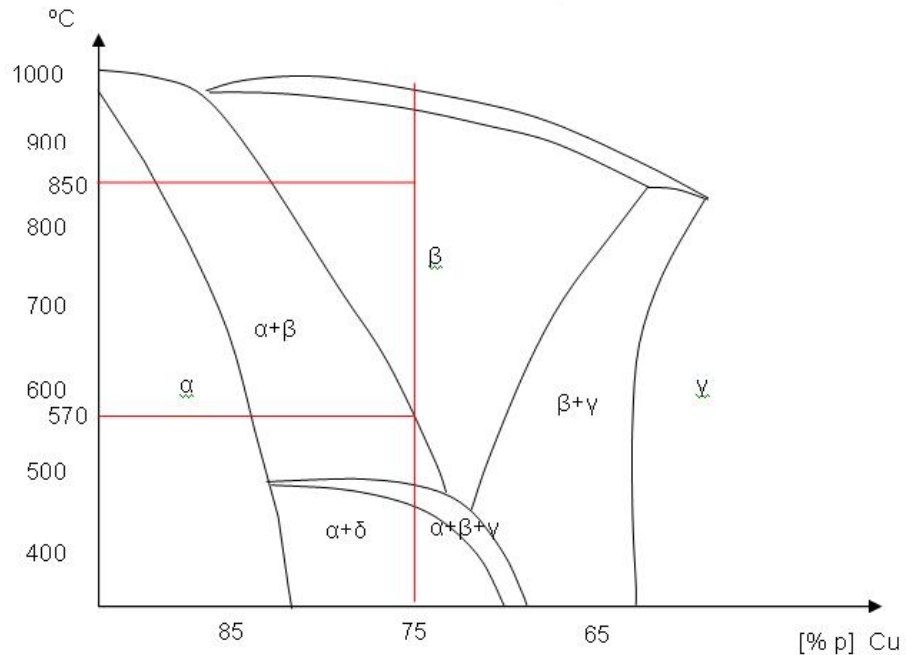


Figura 5.4: Diagrama de fases de equilibrio binario Cu-Zn, para 7.7%p Al

Se observa que Austenita se presenta a temperaturas mayores de 600 °C (asegurando su presencia a 850°C, temperatura definida de trabajo) y fases $\alpha + \beta$ a temperaturas menores a 600 °C.

Para corroborar la teoría analizada se realizaron una serie de metalografías al material con los tratamientos térmicos indicados en la tabla 5.3.

Las metalografías se realizaron con equipos del taller del Departamento de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Chile algunos de los cuales se observan de la figura 5.5 y figura 5.6.

Tabla 5.3: Tratamientos térmicos realizados

Probeta	Tratamiento Térmico Aplicado	Fase Objetivo
A	850°C x 30 min + Temple al agua	β
E	850°C x 30 min + 570°C x 30 min + Temple al agua	$\alpha + \beta$
F	850°C x 30 min + 550°C x 30 min + Temple al agua	$\alpha + \beta$
B	850°C x 30 min + 500°C x 30 min + Temple al agua	$\alpha + \beta$
C	850°C x 30 min + 480°C x 30 min + Temple al agua	$\alpha + \beta$
D	850°C x 30 min + 450°C x 30 min + Temple al agua	$\alpha + \beta$

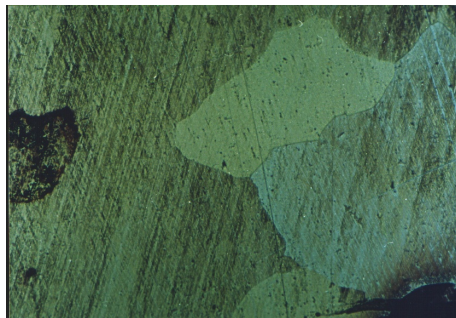


(a) Probeta A

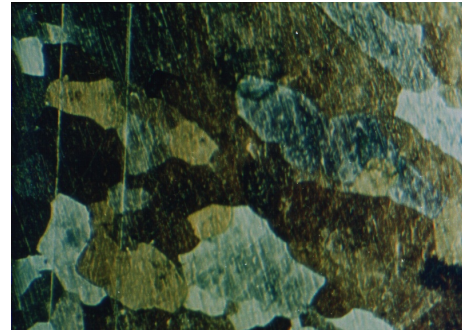
(b) Probeta B

(c) Probeta C

Figura 5.5: Metalografías de tratamientos térmicos



(a) Probeta E



(b) Probeta F

Figura 5.6: Metalografías de tratamientos térmicos

Gracias a las metalografías se corroboró la presencia de Austenita a temperatura ambiente después de calentar a 850°C por 30 minutos, figura 5.5(a).

Sin embargo, en ningún caso se logró obtener las fases $\alpha + \beta$, observándose un salto brusco de presencia de únicamente Austenita a presencia de Austenita más Perlita, fase que escapa a los propósitos de este estudio.

Debido a lo observado se decidió realizar el mecanizado de extrusión en caliente.

5.1.5. Extrusión de barras

El tratamiento efectuado de extrusión en caliente puede ser analizado en tres etapas principales:

- Preparación
- Montaje
- Desmontaje

Preparación:

La primera etapa del proceso fue analizar la teoría sobre diseño y construcción de matrices para extrusión. Se decidió la opción de realizar el proceso utilizando el equipo de prensa hidráulica disponible, por lo que se fabricó una matriz de carga vertical. En su elaboración se continuó con el diseño del conjunto de piezas utilizado por anteriores estudiantes: Sufridera, Guia Superior y Punzón.

Como material de fabricación fue utilizado Acero SAE AISI H11, especial para trabajo en caliente. La razón de extrusión se definió como 5:1, siendo los diámetros de entrada y salida 24 y 10 mm respectivamente. Las propiedades del acero, junto a los planos desarrollados con dimensiones sujetas a tolerancias se observan en el anexo A.

Una vez definido el material y el diseño fue necesario preparar el material de extrusión. Dicha preparación consistió en tres etapas:

- Corte: Trozado de cada lingote en dos partes de igual volumen.
- Forja: Para alcanzar la dimensión de 24mm necesaria en la carga de extrusión, con la prensa martinete se forjó en caliente cada carga hasta alcanzar la dimensión. Inmediatamente después el material fue templado al agua.
- Torneado: Finalmente para obtener las cargas de extrusión los trozos forjados fueron torneados en cilindros macizos de diámetro 24mm.

Montaje:

El montaje, que se observa en la Figura 5.7 muestra que sobre la mesa de trabajo en la prensa existe una pieza de montaje (fabricada durante las pruebas) que además de subir la altura de trabajo actúa como guía inferior del material ya extruido. Sobre esta pieza se monta la sufridera y finalmente la guía superior junto al punzón que es desplazado por el vástago.

Las temperaturas y tiempos de calentamiento para la carga y matriz en este caso de extrusión en caliente son, 850°C por 30 minutos y 400°C por 40 minutos respectivamente. Una vez transcurrido ese tiempo inmediatamente se aplica una capa de grafito sobre la carga

antes de ser montada en la matriz para posteriormente activar el vástago.

El material extruido, desde una alta temperatura de sólo presencia de austenita, debe ser templado para retener dicha fase. Debido a esto durante la extrusión e inmediatamente después de realizado el proceso el material ya extruido es mojado y sumergido en agua.



(a)



(b)

Figura 5.7: Montaje de extrusión

Desmontaje:

Luego de que el material fue templado, se procede al corte de la barra extruida y al desmontaje entre las piezas de la matriz, para su reutilización. Para desmontar las piezas se utilizó el "tornillo de agarre manual" (figura 5.8), por lo que fue necesario modificar el diámetro de entrada del tornillo y la cabeza del punzón para el correcto agarre.

El desmontaje se realiza de preferencia con las piezas calientes. □

El procedimiento acá retratado fue realizado en su totalidad en el taller de procesos del Departamento de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Chile.



Figura 5.8: tornillo de agarre manual

5.1.6. Mecanizado de probetas

Luego de obtener barras extruidas de diámetro 10mm se procedió con el torneado de las probetas para ensayo estático y dinámico. El diseño se realizó modificando la Norma de fabricación de probetas serie M8.

La fabricación se efectuó en el taller de procesos mecánicos del Departamento de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Chile, el plano de la probeta utilizada en los ensayos se encuentra en el Anexo B.

5.2. Procedimiento de Ensayos

5.2.1. Ensayo compresión estático

Los ensayos de compresión se realizaron en dos fases, ensayos iniciales y ensayos pre-extrusión, en ambos casos el material fue obtenido desde el jirio de la fundición y solidificación del lingote.

En el primer ensayo las probetas tienen como diámetro 12mm y altura 17mm; posteriormente se aplicó la razón de diámetro-altura 2:3 para fabricar nuevas probetas de ahora diámetro 8mm y altura 12mm. Antes de ambos ensayos las probetas fueron sometidas a tratamientos térmicos por 30 minutos a 850°C y posterior templado al agua.

El tratamiento térmico fue realizado en los hornos de resistencia eléctrica marca Nabert-herm y Platinum. El ensayo de compresión se efectuó en el equipo de tracción - compresión

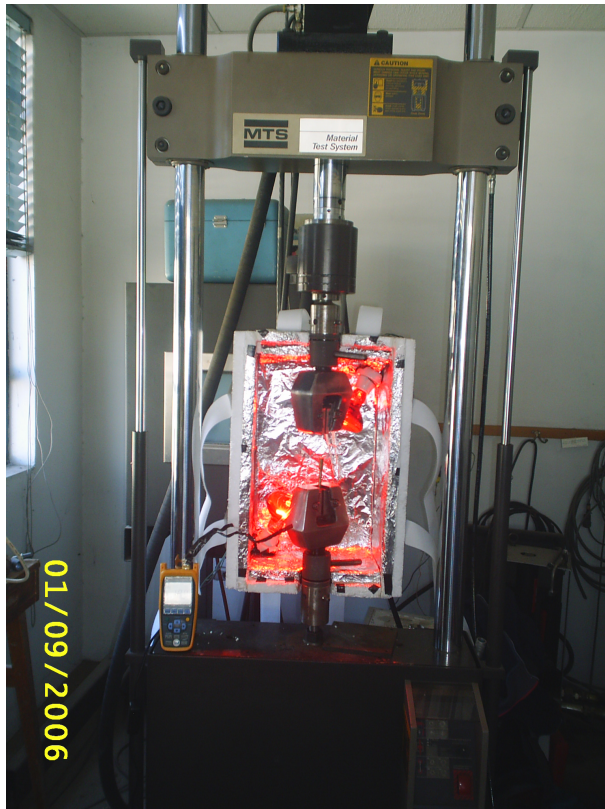
estático Instron TT-DM, todo perteneciente al Departamento de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Chile.

5.2.2. Ensayo tracción estático

En el ensayo de tracción estático las probetas utilizadas fueron las ya fabricadas por extrusión y torneado de diámetro 7mm. El ensayo consiste en montar la probeta en mordazas con cuñas de forma adecuada llevando el material desde el estado en reposo hasta la rotura por medio de tracción uniaxial. Durante el ensayo el equipo controla la carga aplicada que es registrada en conjunto con la deformación.

Además de conocer los datos de carga y deformación se conoció la temperatura que experimenta la probeta, registrada gracias a un termómetro marca YCT, modelo YC-711D con termocupla tipo K y frecuencia de toma y registro de datos cada un segundo.

La temperatura ambiente del ensayo es controlada por medio de una caja aislante de control de temperatura ambiente interior, Figura 5.9; dicha caja permite por medio de ampollitas (Figura 5.9(a)) de luz infrarroja accionadas por un dimer regular la temperatura interior desde la temperatura ambiental exterior hasta aproximadamente temperatura igual a 50°C. Para el caso de este ensayo las temperaturas de realización son tres: temperatura ambiente, Temperatura igual a 25°C y Temperatura igual a 50°C. La velocidad de ensayo es constante definida como 10 milímetros en 100 segundos, la deformación es registrada digitalmente gracias a un extensómetro marca MTS, modelo 634.11F-24 de longitud inicial 25 mm, y el equipo de realización de ensayo de marca MTS pertenece al departamento de geotecnia del laboratorio de Vialidad del Ministerio de Obras Públicas chileno.



(a) Montaje caja aislante abierta



(b) Montaje caja aislante cerrada

Figura 5.9: Montaje de ensayos con caja aislante

5.2.3. Ensayo tracción dinámico

En el ensayo cíclico al igual que en el ensayo anterior se utilizan probetas con cabeza de diámetro 9mm y zona efectiva de diámetro 7mm, obtenidas por extrusión (Anexo B), ellas se afirman de los extremos y/o cabezas con cuñas, Figura 5.10.

Las experiencias para este tipo de ensayo se clasifican en tres grupos:

- Amplitud de Deformación Máxima controlada
- Frecuencia de Ciclos controlada
- Número de Ciclos controlado



(a) Montaje Mordazas, vista general



(b) Montaje Mordazas con extensometro

Figura 5.10: Montaje de Probetas con Mordazas

Amplitud de Deformación Máxima controlada:

Ensayo donde la deformación nominal va en aumento paulatinamente en 0,5 % o 1 % desde el valor mínimo de deformación aplicada (0,5 %) hasta encontrar el límite elástico y superelástico de la aleación. El resto de variables a considerar en el ensayo permanecen constante, la frecuencia de ciclos de carga es 1 Hz y el número de ciclos por deformación es 10.

La importancia de este ensayo se refleja al estudiar los ciclos de histeresis que arrojan amortiguamiento y rigidez junto con determinar experimentalmente la deformación límite SE de la aleación.

Frecuencia de Ciclos controlada:

En la segunda ronda de ensayos cíclicos el parámetro de variación es la frecuencia o velocidad de ejecución en los ciclos de carga-descarga. Se considera los restantes parámetros constantes, la amplitud de deformación 80 % de la deformación límite superelástica observada en el ensayo anterior (ϵ_{SEM}) y los ciclos por cada frecuencia son 10.

La importancia de este ensayo al igual que en el caso anterior es observar en los ciclos de histeresis amortiguamiento y rigidez sometido a variadas condiciones sísmicas referente a la frecuencia, cabe recordar que en Chile, los sismos históricamente poseen frecuencias entre 0,5 y 5 Hz. La frecuencia máxima de aplicación del ensayo es 2Hz debido a limitaciones de factibilidad en el equipo utilizado.

Número de Ciclos controlado:

En esta última etapa el parámetro de control es el número de ciclos, el ensayo consiste en realizar 100 ciclos, descansar y realizar nuevamente 100 ciclos a una frecuencia determinada y a una misma deformación nominal.

Este ensayo se realiza considerando la deformación de aplicación constante igual a $0,8 \varepsilon_{SEM}$, la frecuencia de realización son dos 0,5 y 1 Hz.

En la búsqueda de acercar la experimentación a la aplicación real, existe una segunda clasificación dentro de cada grupo de ensayos definida como "Temperatura de ensayo", cada grupo realizado se efectuará a tres distintas temperaturas ambientales controladas (ver sección 5.2.2). Las tres diferentes temperaturas son: Temperatura ambiente, 25 °C y 50°C.

En la tabla 5.4 es posible observar un resumen de la planificación de ensayos.

En todos los grupos de ensayo la temperatura de la probeta es registrada debido al monitoreo digital por medio de termocupla tipo K y termómetro, que almacena datos con frecuencia de uno por segundo.

Todos los ensayos fueron realizados en Laboratorio de Vialidad del MOP de celda de carga 50KN (mayor información la sección anterior). El equipo registra digitalmente los datos esfuerzo-deformación luego de reconocer los parámetros de entrada: distancia entre punzones o mordazas, distancia extensómetro, frecuencia de ciclos de ensayo, número de ciclos, deformación inicial (si existe) y deformación final, la deformación se registra en conjunto por los punzones del equipo y por el extensómetro marca MTS propiedad del Departamento de Ingeniería Civil de la Universidad de Chile.

Las probetas son rotuladas con enumeración simple por ser todas de la misma especie fabricadas en iguales condiciones: AV01, AV02, AV03, AV04, AV05, AV06, AV07, AV08 y AV09.

En la tabla resumen 5.4 se observa la asignación de ensayo para cada probeta.

Tabla 5.4: Planificación de Ensayos

Ensayo Tracción Estático	
Nombre Probeta	Temperatura
AV02	Temp. Ambiente (18°C aprox.)
AV08	25 °C
AV01	50 °C
AV03	50 °C

Ensayo Tracción Dinámico	
Amplitud de Deformación Máxima Controlada	
Nombre Probeta	AV05
Temperatura	Temp. Ambiente (aprox. 14°C)
Frecuencia	1 [Hz]
Ciclos por cada Amplitud de Deformación	10
Amplitud de Deformación	0.5, 1, 1.5, 2, 2.3, 2.6, 3, 3.3, 3.6, 4
Amplitud de Deformación Máxima Controlada	
Nombre Probeta	AV04
Temperatura	25°C
Frecuencia	1 [Hz]
Ciclos por cada Amplitud de Deformación	10
Amplitud de Deformación	0.5, 1, 1.5, 2, 2.3, 2.6, 3, 3.3, 3.6, 4
Amplitud de Deformación Máxima Controlada	
Nombre Probeta	AV06
Temperatura	50°C
Frecuencia	1 [Hz]
Ciclos por cada Amplitud de Deformación	10
Amplitud de Deformación	0.5, 1, 1.5, 2, 2.3, 2.6, 3, 3.3, 3.6, 4

Ensayo Tracción Dinámico	
Frecuencia de Ciclos Controlada	
Nombre Probeta	AV04
Temperatura	Temp. Ambiente (aprox. 14°C)
Frecuencia	0.1, 0.5, 1, 1.5, 2 [Hz]
Ciclos por cada Amplitud de Frecuencia	10
Amplitud de Deformación	0,8 % ϵ_{SEM}
Frecuencia de Ciclos Controlada	
Nombre Probeta	AV08
Temperatura	25°C
Frecuencia	0.1, 0.5, 1, 1.5, 2 [Hz]
Ciclos por cada Amplitud de Frecuencia	10
Amplitud de Deformación	0,8 % ϵ_{SEM}
Frecuencia de Ciclos Controlada	
Nombre Probeta	AV09
Temperatura	50°C
Frecuencia	0.1, 0.5, 1, 1.5, 2 [Hz]
Ciclos por cada Amplitud de Frecuencia	10
Amplitud de Deformación	0,8 % ϵ_{SEM}

Ensayo Tracción Dinámico	
Número de Ciclos Controlado	
Nombre Probeta	AV08
Temperatura	25°C
Frecuencia	0.5, 1 [Hz]
Ciclos por cada Amplitud de Frecuencia	100
Amplitud de Deformación	0,8 % ϵ_{SEM}
Número de Ciclos Controlado	
Nombre Probeta	AV09
Temperatura	50°C
Frecuencia	0.5, 1 [Hz]
Ciclos por cada Amplitud de Frecuencia	100
Amplitud de Deformación	0,8 % ϵ_{SEM}

Capítulo 6

Resultados y Discusión

6.1. Composición Química

Por espectrometría de emisión óptica en la Universidad de Santiago de Chile, se determinó la composición de la aleación, ver tabla 6.1. También en esa tabla se indica la composición nominal de la aleación.

El resultado del análisis de composición se observa en la tabla 6.1.

Tabla 6.1: Composición de muestra

Composición	Cu [%p]	Zn [%p]	Al [%p]
Muestra	75.69	17.04	7.24
Nominal	75.35	16.90	7.71

6.2. Calorimetría Diferencial de Barrido, DSC

Se obtuvo una muestra del lingote, la que luego se calentó a 850°C por media hora y se templó en agua. El termograma de esta muestra se presenta en la Figura 6.1

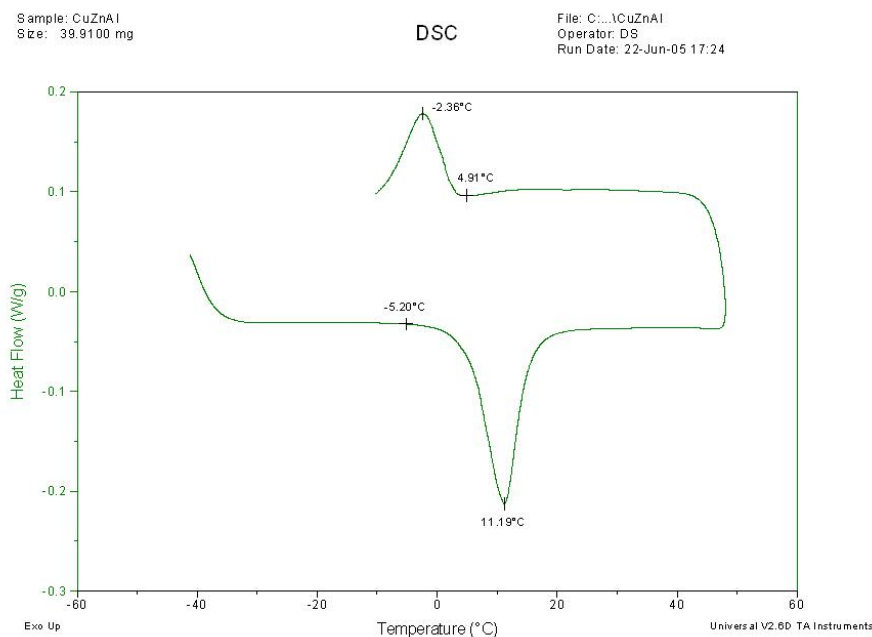


Figura 6.1: Resultado Ensayo DSC

Las temperaturas de transformación determinadas se resumen en la tabla 6.2

Tabla 6.2: Resultado ensayo DSC

Aleación	As [°C]	Af [°C]	Ms [°C]	Mf [°C]
Actual	-5.2	22	4.91	-10.20

El resultado experimental muestra que la temperatura sobre la cual aparece exclusivamente el efecto SE es $A_f = 22^\circ C$, lo cual limita la aplicación del material como disipador de energía sísmica a solo temperaturas ambiente mayores.

La transformación martensítica es la base del comportamiento SMA. Ms, la temperatura de inicio de Martensita también es posible de conocer con la ecuación propuesta por Ahlers. La ecuación y el resultado de ésta se muestran en la ecuación 6.1 y tabla 6.3. Se observa que tal ecuación predice mal el valor de M_s .

$$[H]M_s = 2485 - 66,9 \cdot (1,355 \cdot (at. \%Al) + (at. \%Zn)) [^\circ C] \quad (6.1)$$

Tabla 6.3: Temperaturas Ms

Aleación	Ms Ahlers [°C]	Ms DSC [°C]
Actual	57.11	4.91

6.3. Tamaño de Grano Post-Extrusión

La cantidad de barras extruidas fueron diez. Aleatoriamente y en confianza de la uniformidad del proceso de extrusión en caliente se sacrificó una barra, para obtener de su zona central metalografías consideradas representativas de todo el conjunto. Complementariamente de las dos barras de mayor longitud se realizaron metalografías longitudinales de sus zonas longitudinalmente extremas.

Las metalografías de las tres zonas especificadas, se muestran en las Figuras 6.2 y 6.3, clasificandolas como:

- Barra A: Metalografía Zona central
- Barra B y Barra C: Metalografías zona longitudinalmente extremas de dos distintas barras.

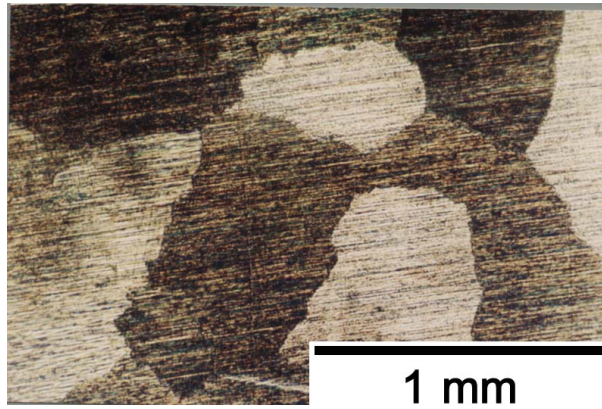
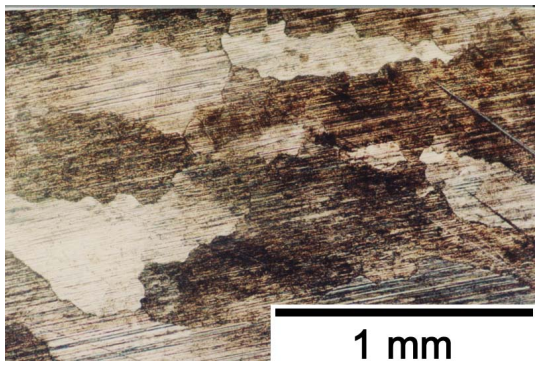
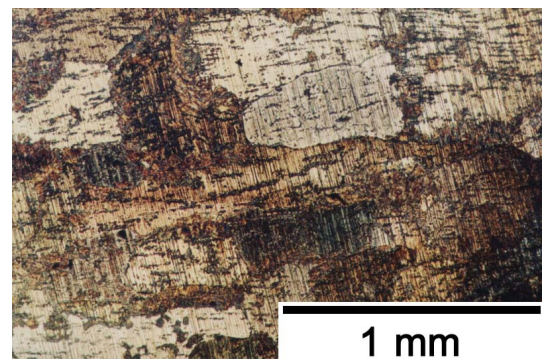


Figura 6.2: Metalografía Post-Extrusión Barra A



(a) Barra B



(b) Barra C

Figura 6.3: Metalografías Post-Extrusión Barra B y Barra C

Se observa en las Figuras 6.2 y 6.3 un estado monofásico austenítico uniforme, sin presencia de agujas de martensita. Los granos se presentan alargados según el eje extrusión en la zona central de la sección de la probeta. El tamaño de grano en promedio es largo 1000 [um] y ancho 100 [um].

Las anteriores metalografías muestran que se tiene, como resultado directo de la extrusión en caliente, una estructura semirrecristalizada. El material se utilizó, para los ensayos mecánicos, sin aplicar anteriormente un tratamiento térmico de recocido que buscara completar la recristalización. Ello debido a que, para controlar tal eventual recristalización, habría sido necesario realizar metalografías, destructivamente, lo cual habría llevado a prácticamente quedarse sin material para los ensayos mecánicos. Para suplir esta deficiencia de control, se decidió hacer unos análisis metalográficos después de los ensayos mecánicos.

6.4. Ensayos de Compresión Estáticos

Se emplearon probetas, provenientes del jito de la fundición, de dimensión 8 mm de diámetro y 12 mm de altura. Ellas fueron tratadas térmicamente con mantención por 30 minutos a temperatura de 850 °C y posterior templado por agua. El ensayo se realizó en el equipo de ensayos marca INSTRON del taller de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Chile. Este equipo permite medir la fuerza, con celda de carga de la maquina, y la distancia entre las caras planas de las matrices de compresión, con un sensor de desplazamiento montado para el efecto.

Se emplearon diferentes probetas a las cuales se les impusieron diferentes valor de deformación total, con carga. Despues se retiraba la carga.

Los resultados se muestran en la tabla 6.4:

Tabla 6.4: Resultado ensayo compresión preliminares

Probeta	Def Max Nomin [%]	Desp Max Aplic [mm]	Def Max Real [%]	h Inicial [mm]	h Comp [mm]	h Final Medido [mm]	Delta h Final	Fuerza Max [Kgf]	Esf Max [Mpa]	Def Remanente [%]	REC [%]
SE - P1	Colapso		19,54					3641	71,90		
SE - P2	3,0	0,31	3,07	10,35	10,04	10,35	0,00	867	16,95	0,00	100,0
SE - P3	3,5	0,39	3,57	11,26	10,87	11,20	0,06	1134	22,79	0,53	99,47
SE - P4	4,0	0,46	4,11	11,46	11,00	11,45	0,01	955	21,05	0,09	99,91
SE - P5	4,5	0,53	4,64	11,85	11,32	11,83	0,02	903	17,96	0,17	99,83
SE - P6	5,0	0,56	5,12	11,15	10,59	11,07	0,08	1373	26,64	0,72	99,28
SE - P21	4,0	0,41	4,11	10,35	9,94	10,35	0,00	520	10,17	0,00	100,0
SE - P22	4,0	0,41	4,10	10,35	9,94	10,34	0,01	891	17,42	0,10	99,90
SE - P23	4,0	0,41	4,05	10,34	9,93	10,33	0,01	867	16,95	0,10	99,90
SE - P24	4,0	0,41	4,12	10,33	9,92	10,30	0,03	860	16,81	0,29	99,71
SE - P25	4,0	0,41	4,05	10,30	9,89	10,28	0,02	869	16,99	0,19	99,81
SE - P31	4,5	0,50	4,66	11,20	10,70	11,13	0,07	1343	26,99	0,62	99,38
SE - P41	5,0	0,57	5,11	11,45	10,88	11,38	0,07	1208	26,63	0,61	99,39
SE - P61	6,0	0,66	6,17	11,07	10,41	11,06	0,01	489	9,49	0,09	99,91

En el primer ensayo se sometió una probeta a compresión hasta la rotura. El resto de los resultados se agrupan en 3 conjuntos:

En el grupo inicial, se ensayó cada probeta en forma única e independiente aumentando la deformación máxima aplicada en medio punto porcentual en el rango de 3% hasta 5%.

Un segundo grupo en que a una única probeta se le aplicó en cinco oportunidades el mismo ensayo de carga y descarga hasta la deformación máxima de 4%, sin aplicación de

tratamientos térmico entre cada ensayo.

Y un tercer grupo donde se aplicó a algunas de las probetas ya ensayadas en el primer grupo, y sin ningún tratamiento térmico entre estos ensayos, un nuevo ensayo de compresión aumentando esta vez en un punto porcentual el valor de deformación máxima aplicada.

Para efectos de la presente memoria este tipo de ensayo, solo se utilizó para corroborar inicialmente el comportamiento SE de la aleación, los resultados muestran una recuperación muy cercana al 100 % satisfaciendo el estudio preliminar.

6.5. Ensayos de Tracción Estáticos

Se realizaron ensayos de tracción tradicionales a la fractura a tres temperaturas predefinidas: temperatura ambiente (16.5°C), 25°C y 50°C, todos los ensayos fueron realizados a velocidad de 1mm/10s. Dichos ensayos se realizaron con control de desplazamiento del cabezal. El equipo registraba los desplazamientos del cabezal y del extensómetro, junto a la fuerza ejercida. Con estos datos y la medición de la sección transversal de la probeta, se determinó la curva de tracción de ingeniería para cada caso.

Las curvas de tracción informadas a continuación se construyeron con los datos de deformación entregados por el extensómetro. Se observó una importante diferencia entre la deformación máxima del cabezal ($\varepsilon_{maxcabezal}$) y la deformación máxima del extensómetro ($\varepsilon_{maxextensometro}$), lo cual se puede asociar a la deformación de la máquina misma. En la Figura ?? del Anexo E se presenta para la curva de tracción a 16.5°C, a modo de ejemplo, la comparación entre las curvas extensómetro y curva cabezal.

En las Figura 6.4 se muestran las curvas de tracción monotónicas de los ensayos realizados a cuatro probetas. Nótese que el ensayo de menor temperatura (16.5°C) esta por debajo de la temperatura $A_f = 22^\circ C$ y que el ensayo de alta temperatura se realizó dos veces. Por otra parte, la probeta AV08 del ensayo a 25°C fue previamente ensayada, (ver Figuras 6.20 y 6.25 presentadas más adelante) cabe señalar que en dichos ensayos no se detectó una deformación remanente significativa (por lo demás, la curva de tracción de la probeta AV08 de la Figura 6.4 coincide bastante bien con la curva del ciclo de carga para 1 Hz de la Figura 6.20).

Para el ensayo a 50°C, se observó una significativa diferencia en las curvas de las probetas AV03 y AV01.

Sin embargo en la Figura 6.4 se observa que hay una variación regular en la forma de las curvas de las temperaturas 16.5 y 25°C y de la probeta AV03, para 50°C. Cuando se analiza más detalladamente la forma inicial de estas tres curvas, ver Figura 6.5, se desprende:

Las curvas presentan una pequeña zona de comportamiento lineal, con un módulo Young razonablemente similar. Además, el esfuerzo de transformación, σ_t , crece al aumentar la temperatura. Tal esfuerzo se determinó como el valor del esfuerzo al cual el comportamiento deja de ser lineal (por inicio de la transformación martensítica inducida por esfuerzo). Operacionalmente este valor se determina como equivalente a un límite de fluencia convencional de 0,05 %.

El caso de ensayo a 50°C con la probeta AV01 representa un caso especial que no sigue el comportamiento general observado en los casos restantes, se considera varias posibles causas de su comportamiento, que posiblemente actúen en conjunto.

En cada ensayo se utiliza una probeta distinta, considerado esto como un agravante ya que por si solo no generará tanta diferencia entre ensayos iguales, se considera que a pesar de la uniformidad en la fabricación, siempre es posible que mismo material muestre pequeñas diferencias en su comportamiento.

Una segunda explicación esta relacionada con la orientación del grano, ya que como los granos son de forma aleatoria o alargados de tamaños considerados importantes ($200\mu m$ o $1000\mu m$) la orientación del grano retoma una importancia relevante al comportarse el material prácticamente como un monocristal, en donde es posible observar diferencias importantes en sus curvas y especialmente en sus módulos de Young o elasticidad.

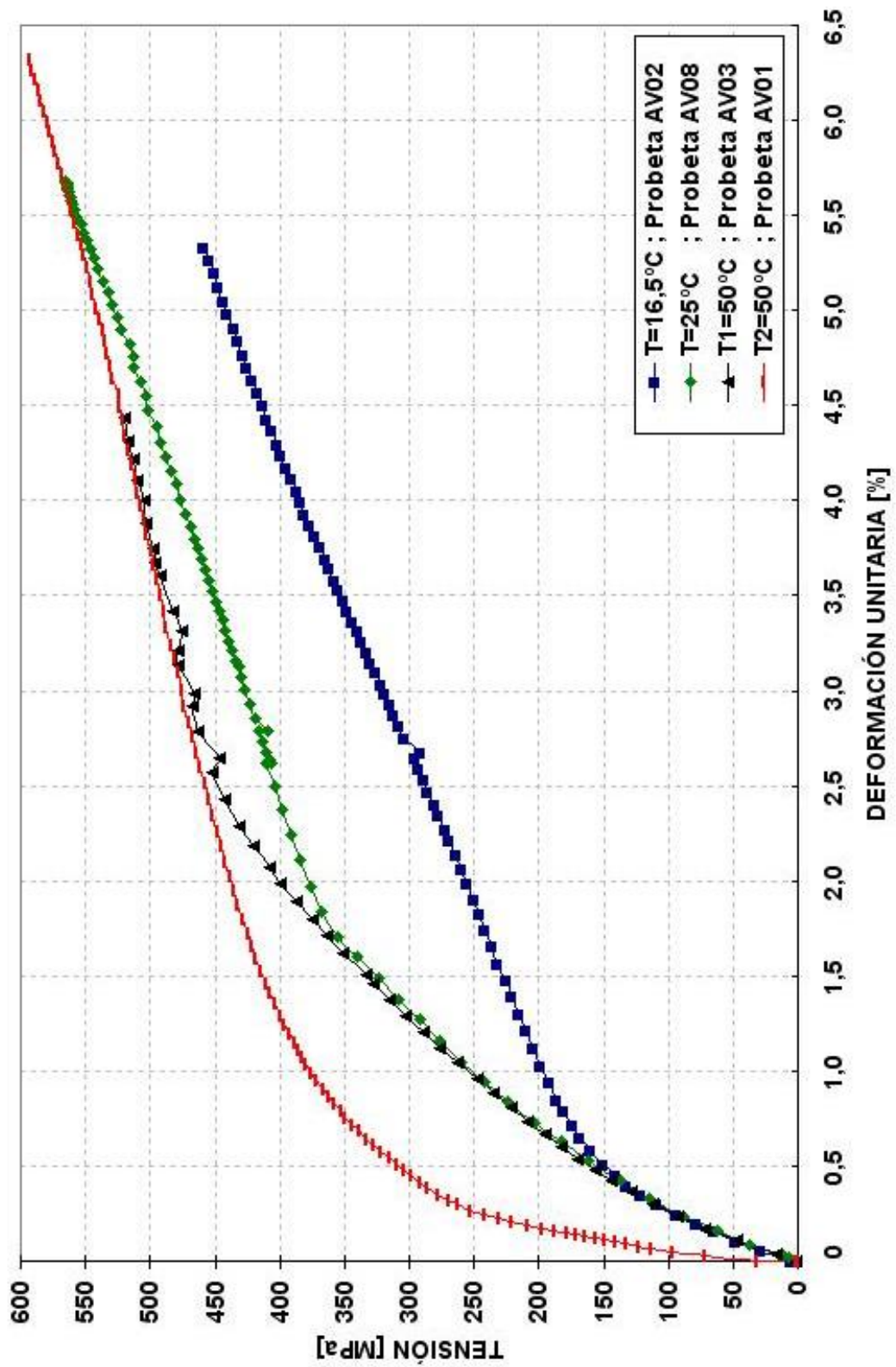


Figura 6.4: Resumen de ensayos de tracción estáticos a diferentes temperaturas

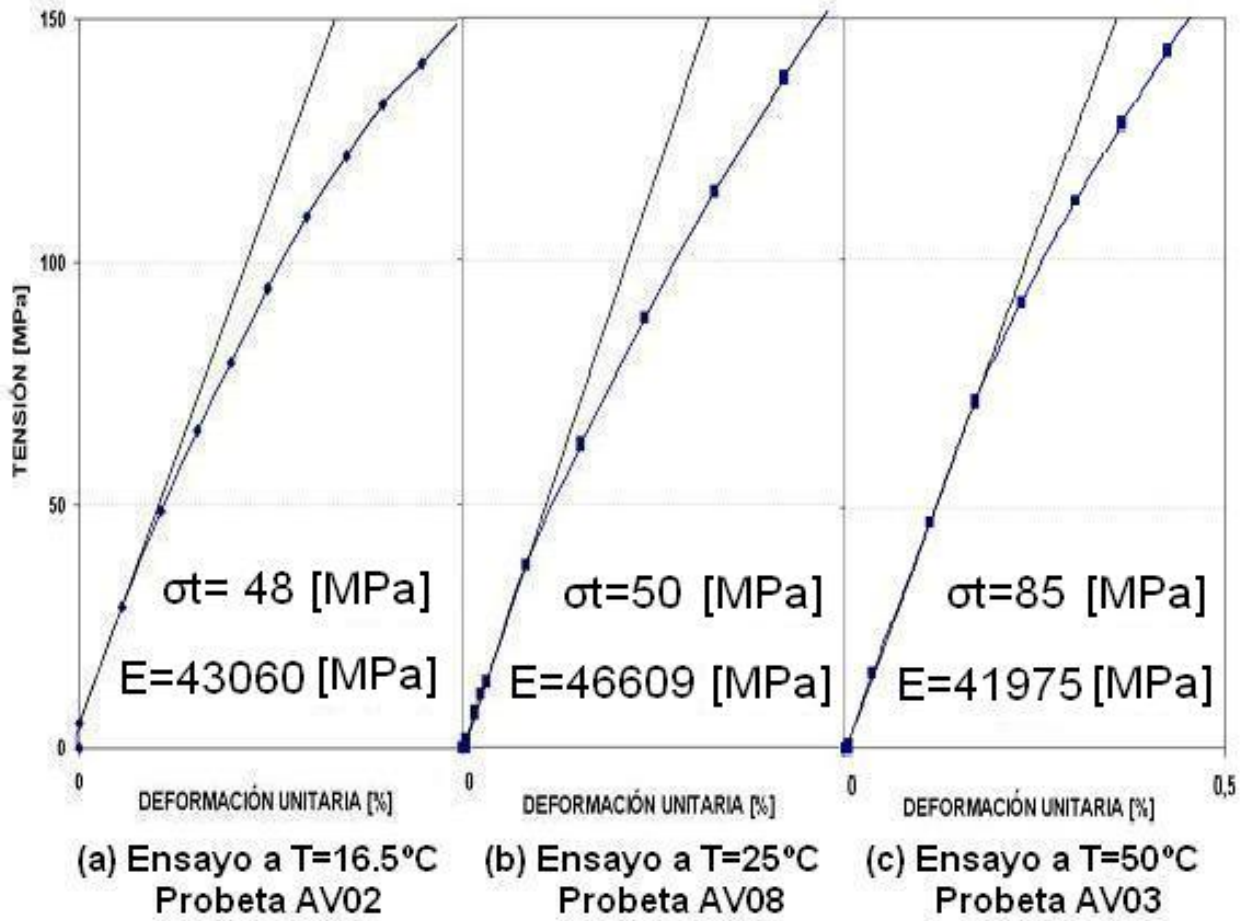


Figura 6.5: Detalle de ensayos de tracción estáticos a diferentes temperaturas

Posterior al respectivo ensayo de tracción y en una zona lejos de la zona de fractura, se realizó el estudio metalográfico en las probetas de tracción para observar la microestructura, la morfología y tamaño de los granos. En la Figura 6.6 se observa para cada ensayo, metalografías representativas de la aleación post-fractura.

En todos los casos se observó una estructura martensítica. Ella es atribuible a martensita remanente asociada a la alta y uniforme deformación impuesta en la condición de fractura.

En relación con el tamaño de grano, se observa la coexistencia de granos alargados y granos equiaxiales; esto se puede interpretar como una microestructura resultante de extrusión en caliente, parcialmente recristalizada.

La probeta AV01, ensayada a 50°C, fue la que presentó un mayor grado de recristalización. En el CD de esta memoria se presentan varias micrografías de cada probeta para eventualmente realizar un futuro análisis estadístico del porcentaje de recristalización.

Para las metalografías mostradas se observa que en los casos de probetas AV02, AV08 y AV03 los granos muestran igual comportamiento de forma y tamaño en los tres casos. Se observa una mezcla de principalmente granos alargados (de dimensiones en promedio 100 μm lado menor y 1000 μm lado mayor) acompañados de granos amorfos (de dimensión en promedio 200 μm). En el último caso correspondiente a la probeta AV01 también es posible ver granos alargados, con la diferencia de estar acompañados de un número mayor de granos amorfos de dimensión en promedio 100 μm aproximadamente.

En todos los casos, que especialmente se observa en las metalografías de mayor aumento, es posible observar que las probetas llegaron al estado de aparición de martensita irrecuperable y estable lejos de la zona de fractura. Esta martensita que apareció en la aleación durante el ensayo al llegar a la zona de esfuerzos que produce deformación plástica se establece como una segunda fase dentro de la aleación, observándose en todos los casos sus agujas características en variadas direcciones.

En los casos de ensayos realizados a 25 y 50 °C se registró la evolución de temperatura en la probeta de ensayo. Estos valores corresponden a la temperatura superficial de la probeta registrados por medio de termocupla, Figuras 6.7 y 6.8.

En la Fig. 6.8 se observa que la temperatura crece con la deformación, aproximadamente en el mismo rango de deformación en que sube el esfuerzo con la deformación. Después, cuando el esfuerzo ya no crece tan rápido, la temperatura tiende a disminuir. Primero lentamente y luego más rápido. Cuando se rompe la probeta, hay un brusco enfriamiento de ella, incluso por debajo la temperatura ambiente. Después, la temperatura de la probeta tiende a acercarse a la temperatura ambiente. Cabe precisar que las variaciones de temperatura

detectadas, deben estar relacionadas con el calor generado por la probeta al ser deformada en las distintas zonas de la curva esfuerzo deformación, en un proceso que parece bastante adiabático. La correlación entre las curvas de esfuerzo y de temperatura es diferente para la probeta AV01, Figura 6.9, que para la ya abordada probeta Av08, ver Figura 6.8. Nótese que justamente la curva de tracción de la probeta AV01 era bastante diferente respecto de las otras tres curvas de tracción en la figura 6.5.

El estudio de temperatura dentro del ensayo de tracción, muestra en ambos casos un comportamiento creciente con un máximo de aumento en promedio de 4°C, lo que demuestra que el material se calienta al ser ensayado, el análisis de la razón en la diferencia de la forma distinta de ambas curvas escapa a los objetivos de esta memoria y se publican solo a modo de observar la tendencia en comportamiento.

Estos resultados preliminares sugieren que debería ser posible, establecer una correlación entre la curvas de evolución de la temperatura con la curva de evolución del esfuerzo, en relación con la evolución de la transformación de fase austenita-martensita que está ocurriendo. Serían necesarias nuevas experiencias, donde en particular los datos de esfuerzo y de temperatura debiesen ser captados, a diferencia de cómo se hizo en esta ocasión, referidos a una misma base de tiempo.

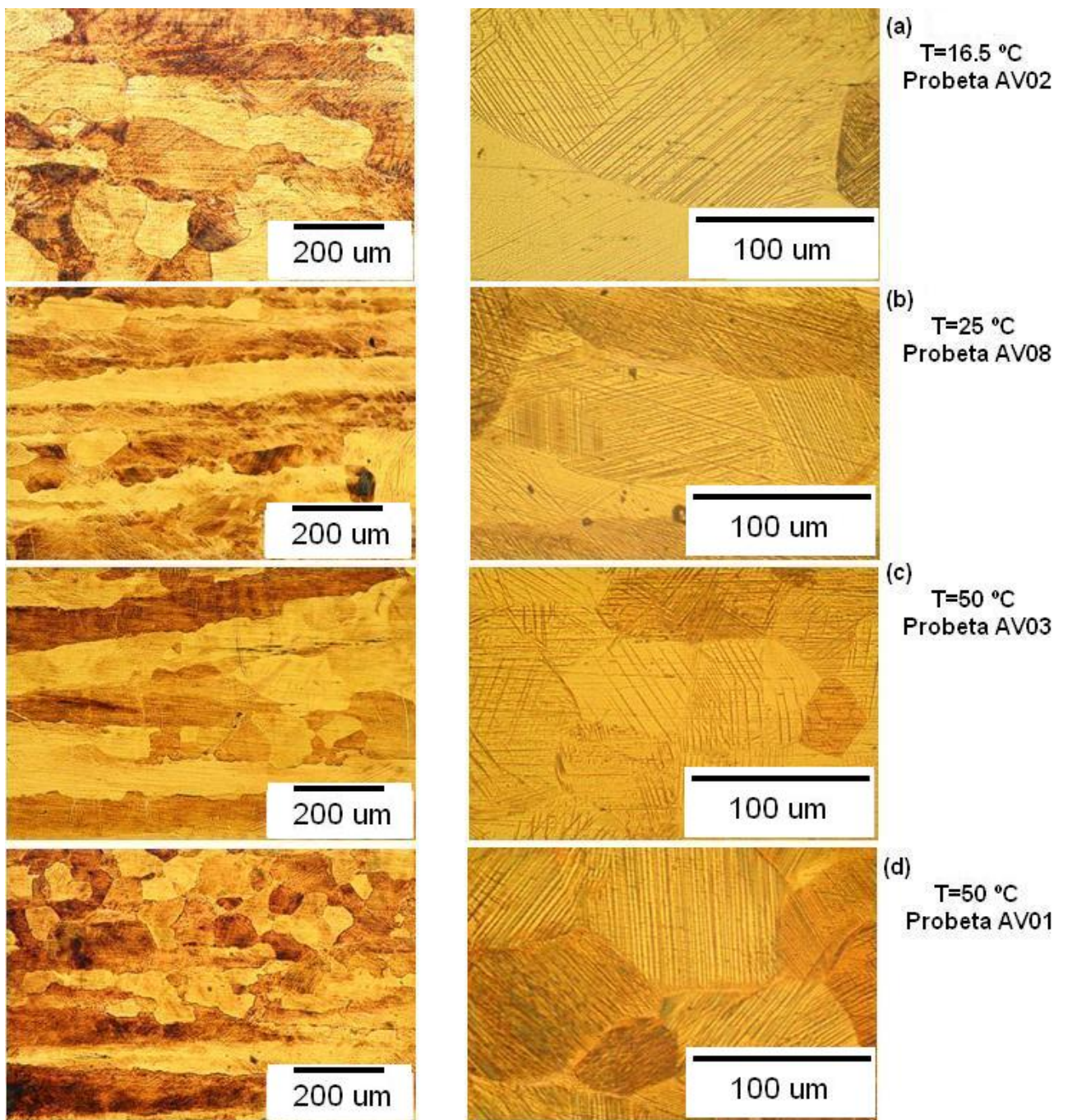


Figura 6.6: Metalografías probetas post-ensayos para distinta temperatura

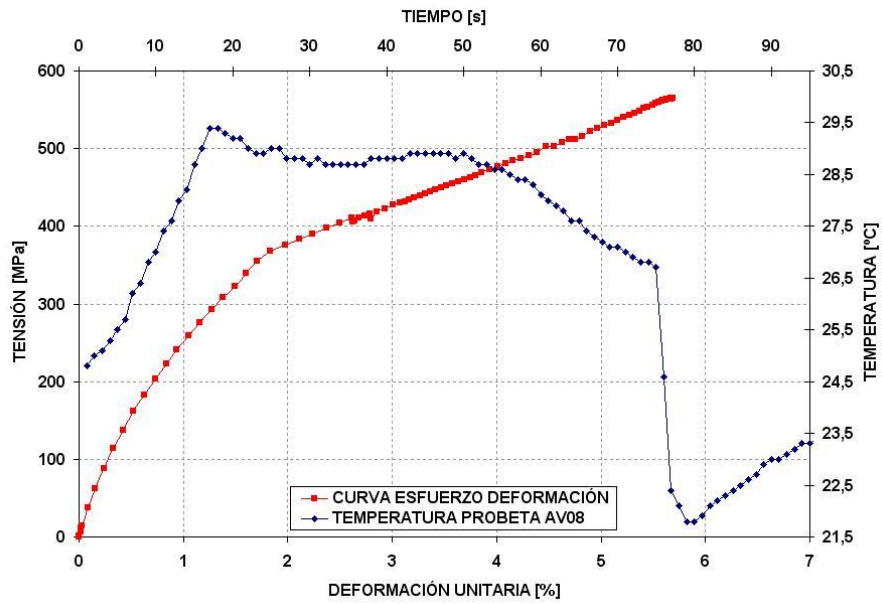


Figura 6.7: Evolución temperatura probeta durante ensayo tracción estático a temperatura 25°C en probeta AV08, velocidad de ensayo 1 mm /10seg

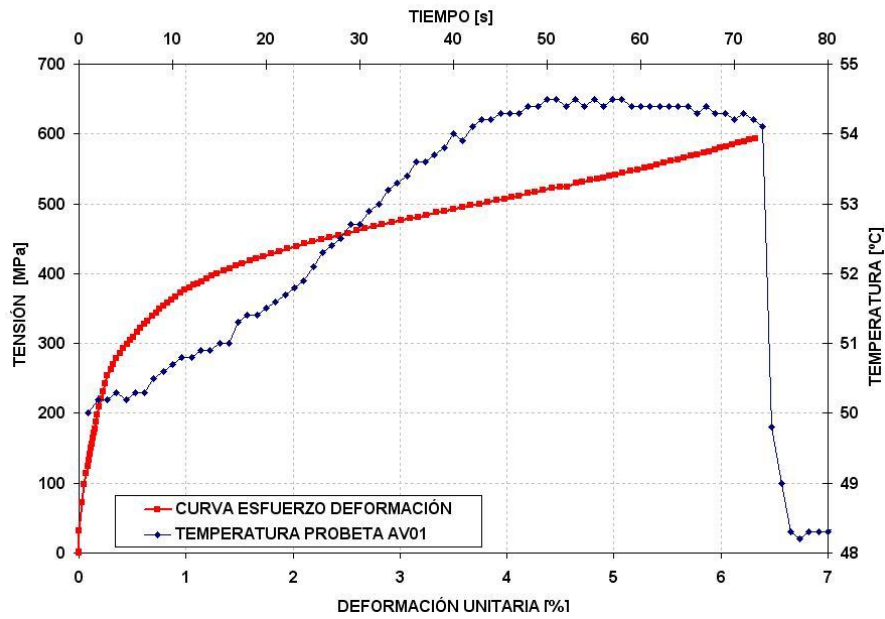


Figura 6.8: Evolución temperatura probeta durante ensayo tracción estático a temperatura 50°C en probeta AV01, velocidad de ensayo 1 mm /10seg

6.6. Ensayos Tracción Dinámicos

6.6.1. Resultados ensayos tracción dinámicos

Los resultados de tracción dinámicos están subdivididos en tres grupos definidos según el parámetro variable principal:

- Ensayos tracción dinámicos en función de deformación creciente.
- Ensayos tracción dinámicos en función de frecuencia de ensayo.
- Ensayos tracción dinámicos en función del número de ciclos.

6.6.1.1. Ensayos tracción dinámicos en función de deformación creciente

La primera ronda de ensayos tomó como parámetro a definir la deformación máxima alcanzada nominalmente. El ensayo consistió en aplicar a la probeta deformaciones nominales en forma creciente hasta llegar a la fractura, con control por avance de cabezal y registro de desplazamiento del cabezal y extensómetro, sin extracción de la probeta del equipo. Entre cada ensayo no se extrajo la probeta del equipo. En cada ocasión para cada serie de ciclos a una deformación dada, se aplicó una precarga correspondiente al 10% de la carga nominal aplicada al cabezal.

Los parámetros del ensayo es una frecuencia fija de 1 Hz para todo los casos y un número de ciclos igual a 10.

El equipo entregaba tres columnas de datos correspondientes a la deformación en el cabezal, deformación en el extensómetro y esfuerzo aplicado. Al programa de manejo del ensayo se incorporaban los parámetros de separación entre cabezales, distancia del extensómetro y diámetro de la probeta. Con estos datos conocidos es posible construir las curvas de esfuerzo-deformación para cada caso.

Las figuras que se muestran a continuación corresponde al resumen de ensayos aplicados a la probeta AV05, con temperatura de ensayo una temperatura ambiente de 14°C. Primero, la Figura 6.9 muestra los resultados obtenidos sin ningún tipo de corrección; como referencia, también se muestra la curva de tracción ensayada a 16.5°C (probeta AV02). Luego la Figura 6.10 muestra las curvas con dos tipos de correcciones aplicadas:

(a) El desplazamiento tanto en el eje de deformación como el de esfuerzo, en forma uniforme (desplazamiento en bloque de todas las curvas), para la reubicación de los ciclos en el cuadrante positivo de esfuerzo y deformación.

(b) La reubicación de los tres ciclos de mayor deformación del cabezal, de modo que cada nueva serie (de 10 ciclos) partiese en el mismo punto donde terminaba la anterior serie (es posible que el “desorden” original de estas curvas, se debiese a que en esos ensayos se

refijó erróneamente el origen de la variable desplazamiento.

En todos los casos se muestran los dos primeros ciclos, debido a que el primer ciclo es siempre de área mayor y el segundo ciclo es representativo de todos los ciclos siguientes.

En la Figura 6.11 se muestran las curva envolvente de las curvas sin corregir y la curva envolvente de las curvas corregidas. También se muestra nuevamente la curva de la probeta AV02. Se observa una razonable similitud entre la envolvente de los ensayos cíclicos y la curva de tracción.

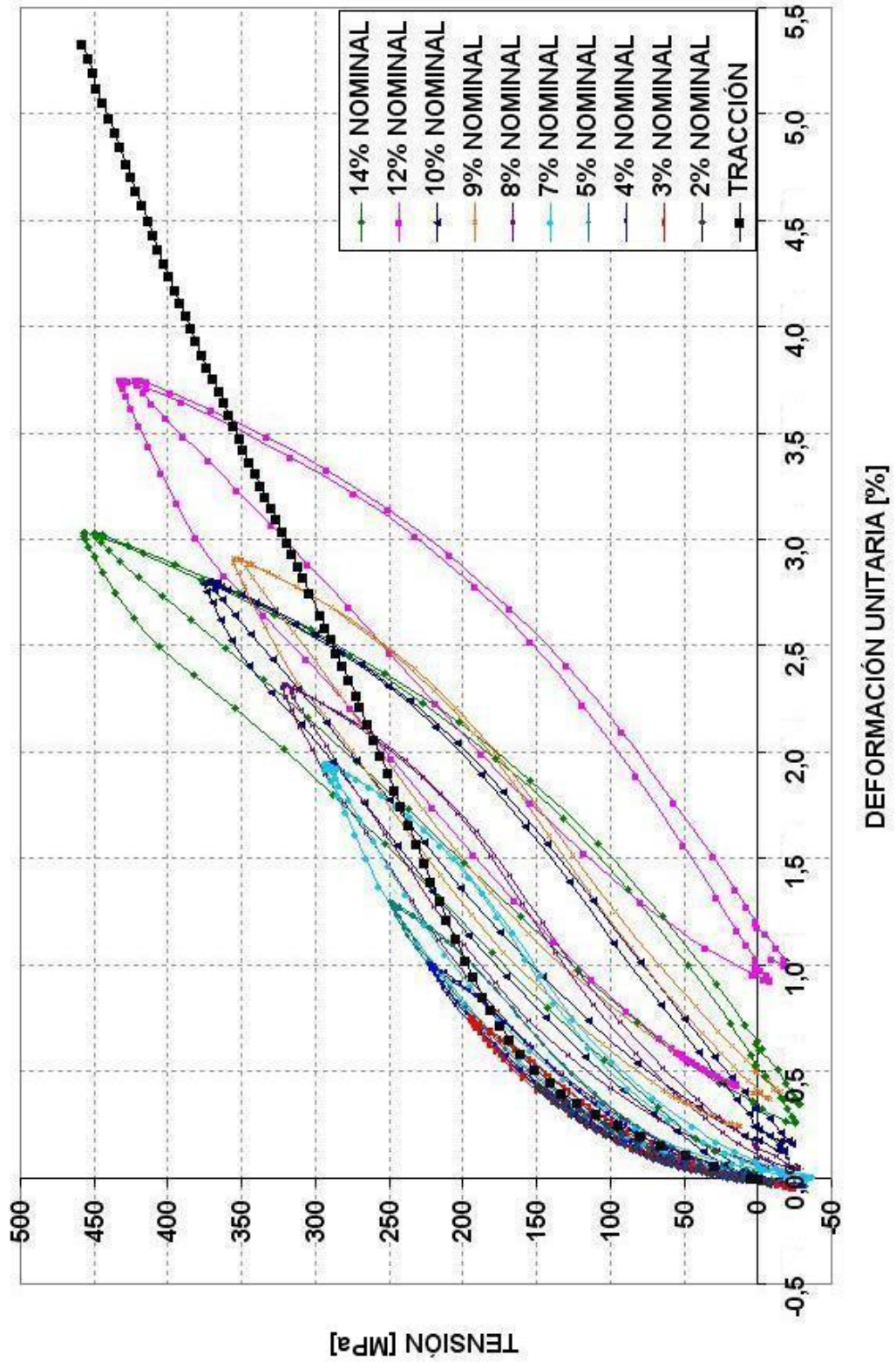


Figura 6.9: Ensayo a tracción dinámico, curvas sin corrección, 2 primeros ciclos, 1 Hz, 14°C, probeta AV05 y curva tracción estática 16.5°C, probeta AV02

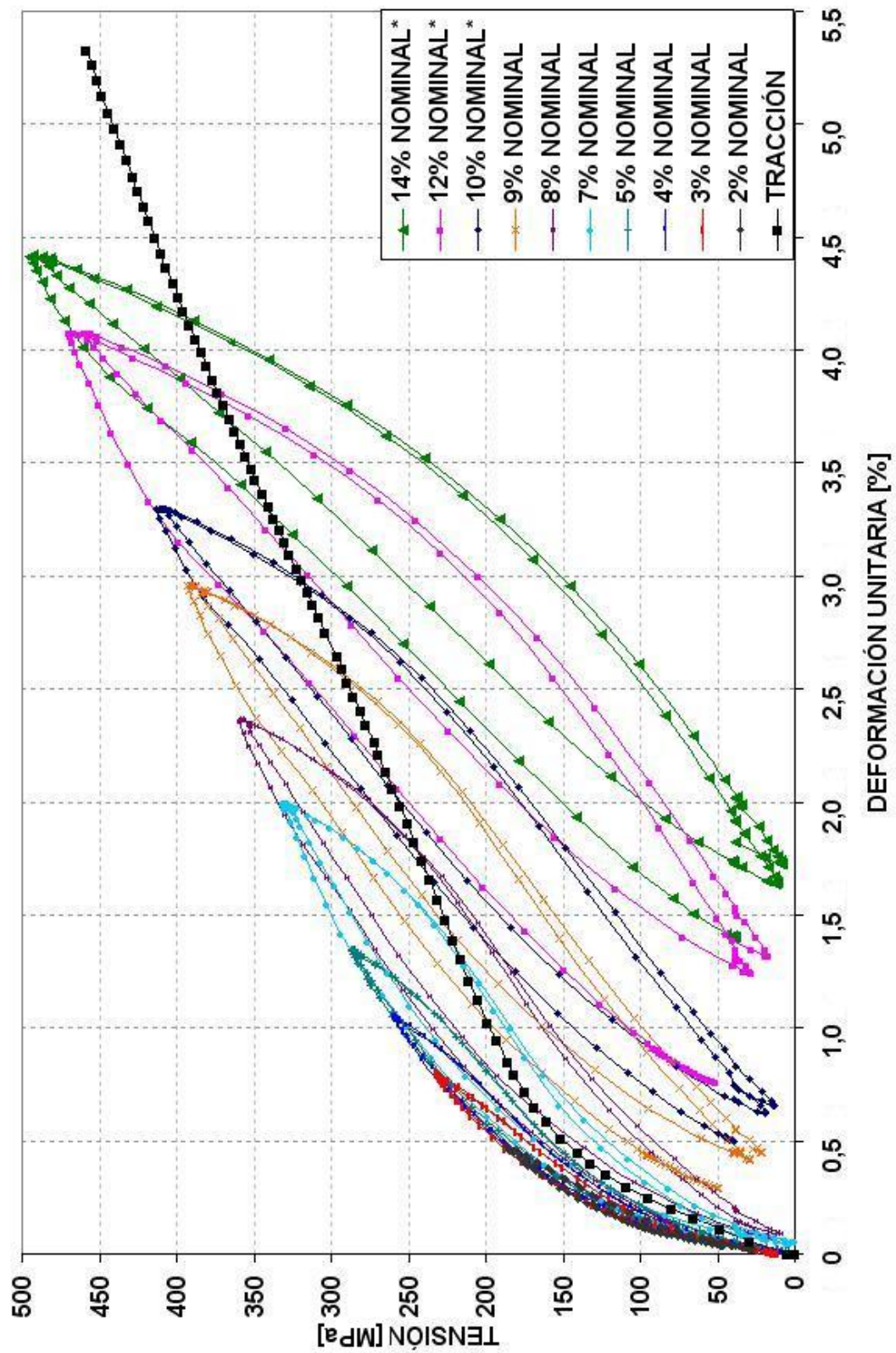


Figura 6.10: Ensayo a tracción dinámico, curvas corregidas, 2 primeros ciclos, 1 Hz, 14°C, probeta AV05 y curva tracción estática 16.5°C, probeta AV02

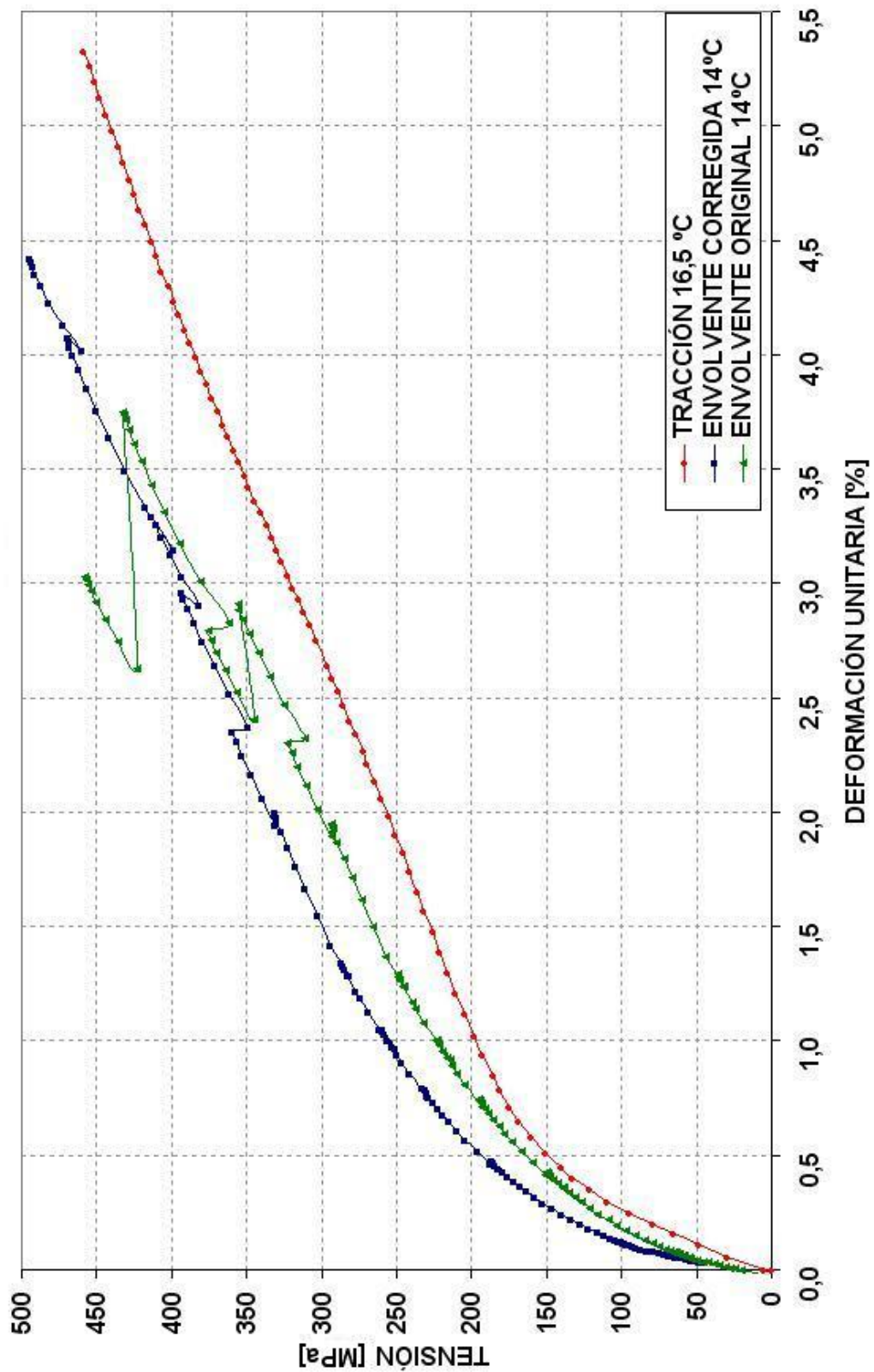


Figura 6.11: Comparación de curvas envolventes con y sin corrección, 14°C, probeta AV05, junto a curva de tracción estática, 16.5°C, probeta AV02

En las Figuras 6.12,6.13 y 6.14 y en las Figuras 6.15, 6.16 y 6.17, se presentan los resultados para las temperaturas 25 y 50 °C, respectivamente, que corresponden a las probetas AV04 y AV06. Estos resultados se presentan de una forma similar a como ya se hizo con aquellos de la temperatura 14°C, en las Figuras 6.9, 6.10 y 6.11.

En relación con estas nuevas figuras cabe destacar:

- En el caso de las curvas de la temperatura 25°C, la corrección por desplazamiento en bloque tuvo un efecto muy menor, ver Figuras 6.12, 6.13.
- En el caso de la temperatura 50°C el ajuste de la envolvente es muchísimo mejor, y bastante buena, con la curva de tracción de la probeta AV01 que con la probeta AV03, ver Figura 6.17 (nótese que la probeta AV01 era la probeta que aparecía como “anómala” en la Figura 6.4).
- El ajuste entre la envolvente de las curvas a 25°C es también razonablemente aceptable con la respectiva curva de tracción, ver figura 6.14.

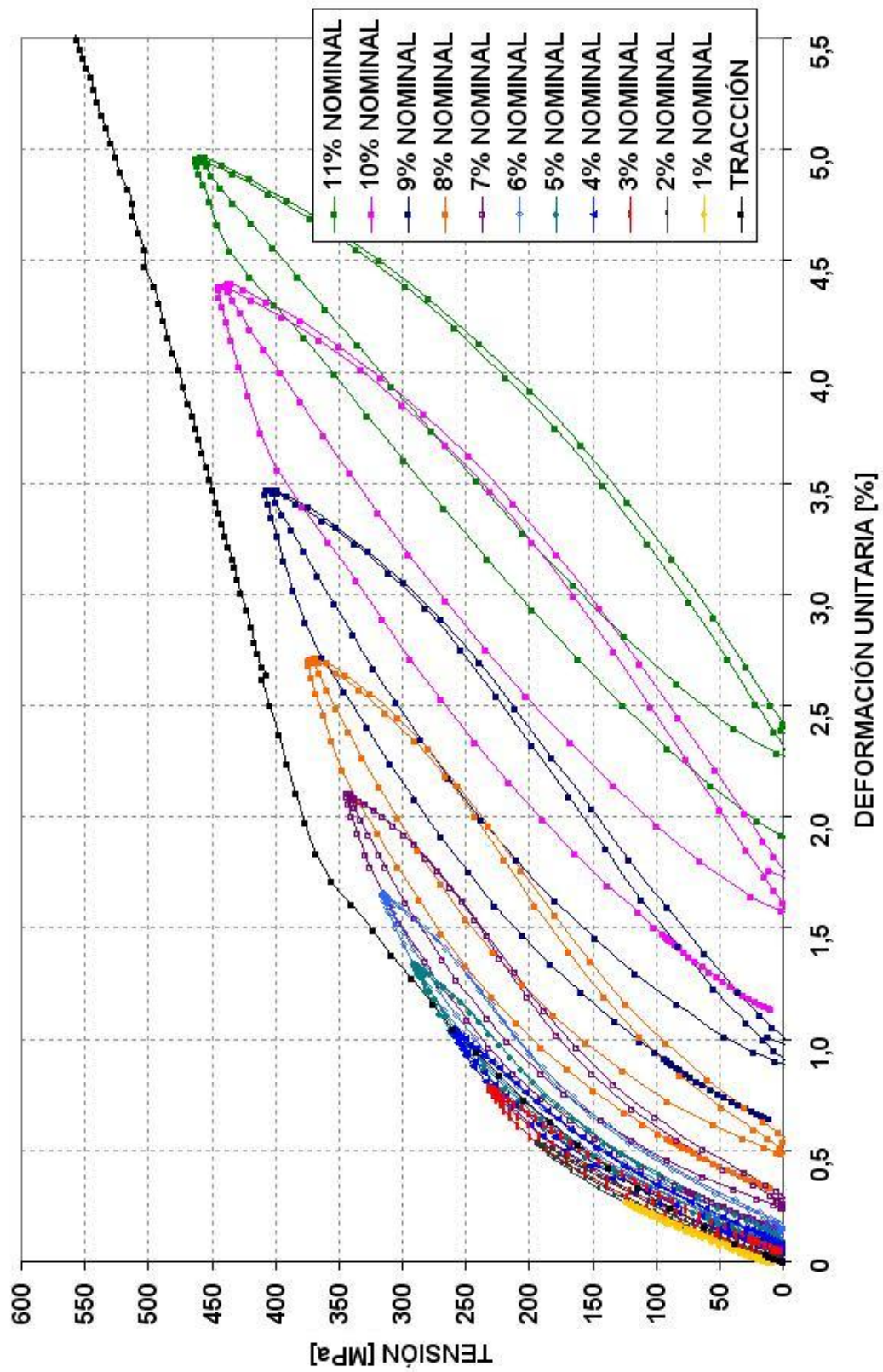


Figura 6.12: Ensayo a tracción dinámico, curvas sin corrección, 2 primeros ciclos, 1 Hz, 25°C, probeta AV04 y curva tracción estática 25°C, probeta AV08

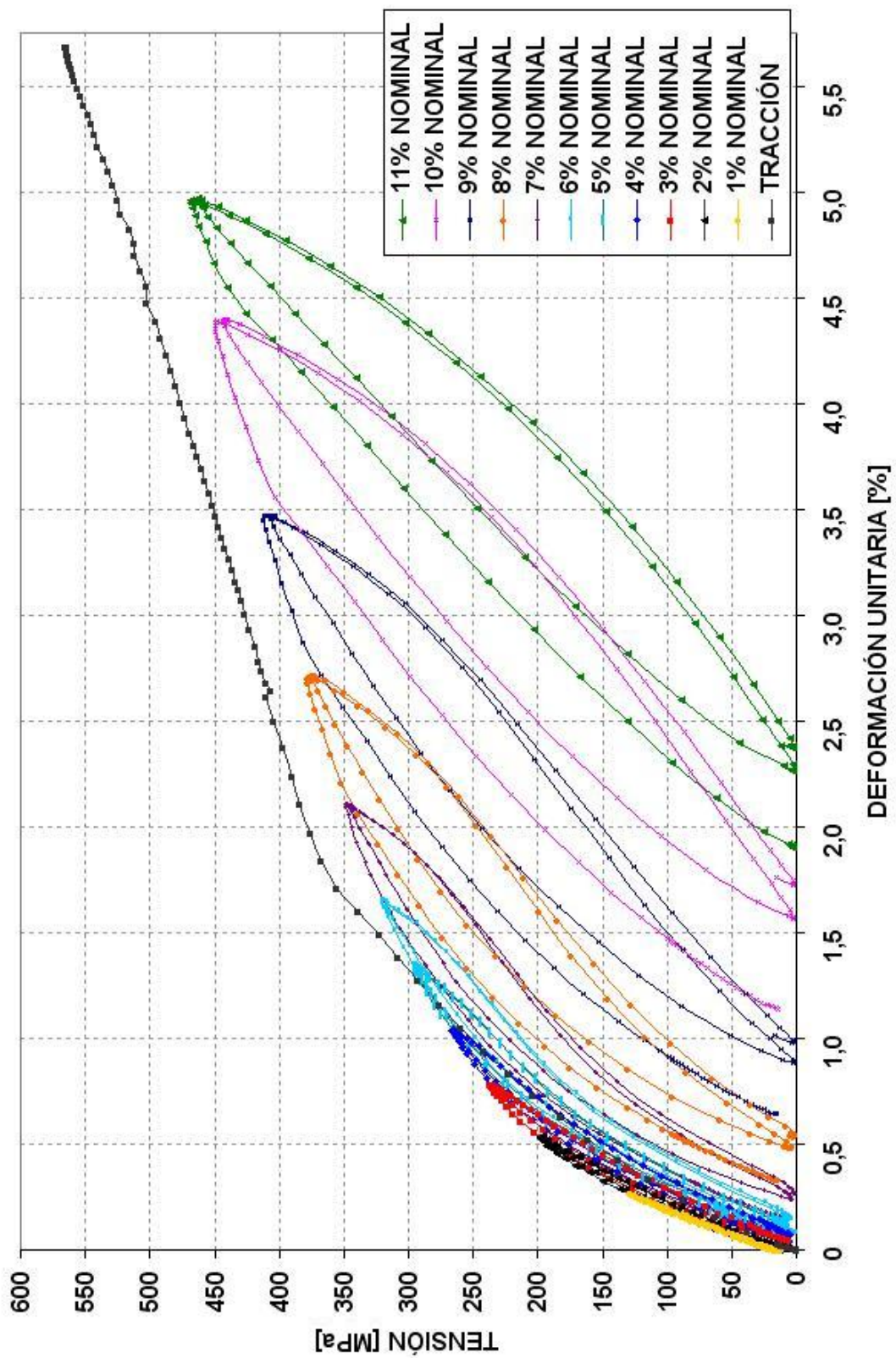


Figura 6.13: Ensaio a tração dinâmico, curvas corrigidas, 2 primeiros ciclos, 1 Hz, 25°C, probeta AV04 e curva tração estática 25°C, probeta AV08

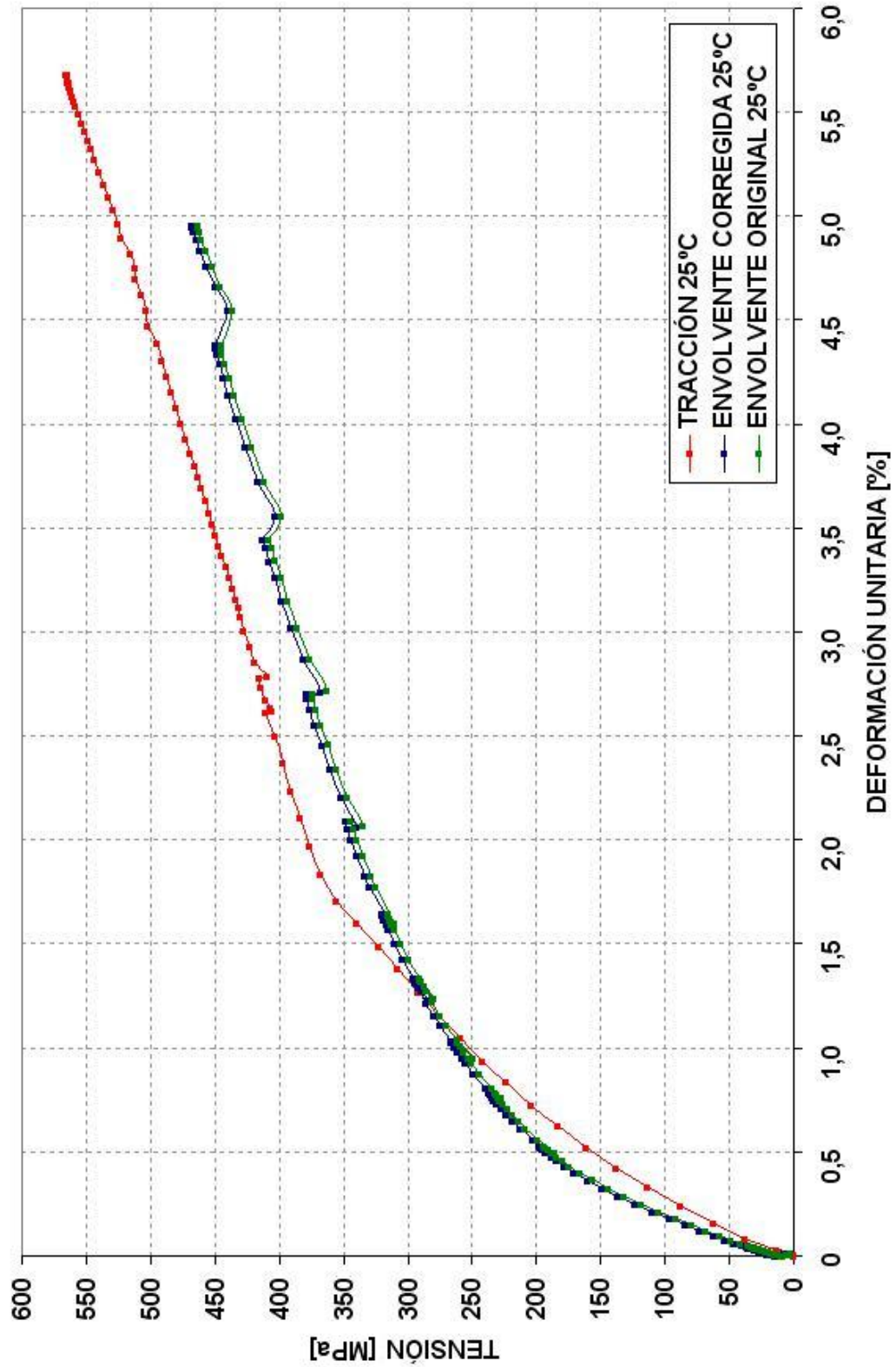


Figura 6.14: Comparación de curvas envolventes con y sin corrección, 25°C, probeta AV04, junto a curva de tracción estática, 25°C, probeta AV08

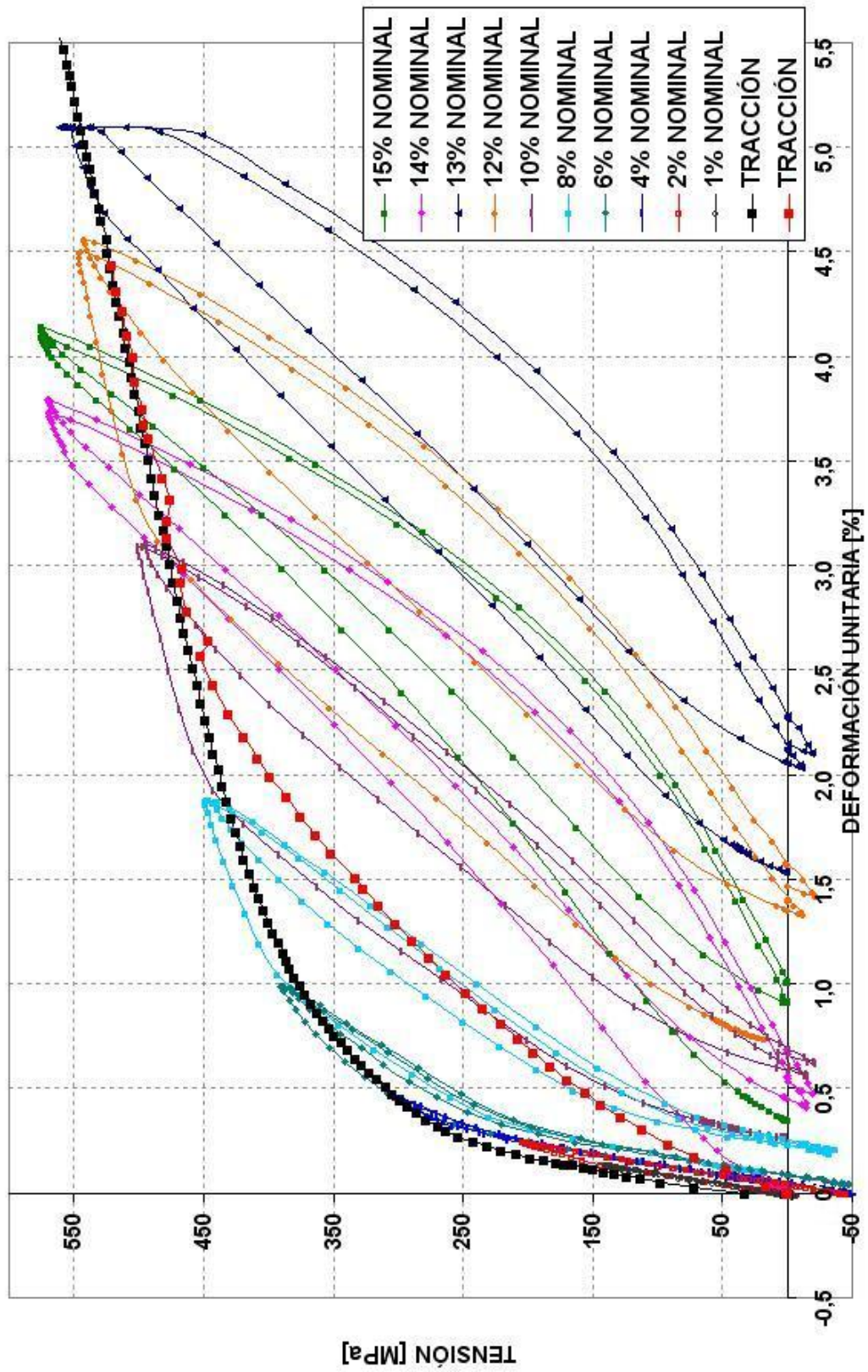


Figura 6.15: Ensayo a tracción dinámico, curvas sin corrección, 2 primeros ciclos, 1 Hz, 50°C, probeta AV06 y curva tracción estática 50°C, probeta AV01

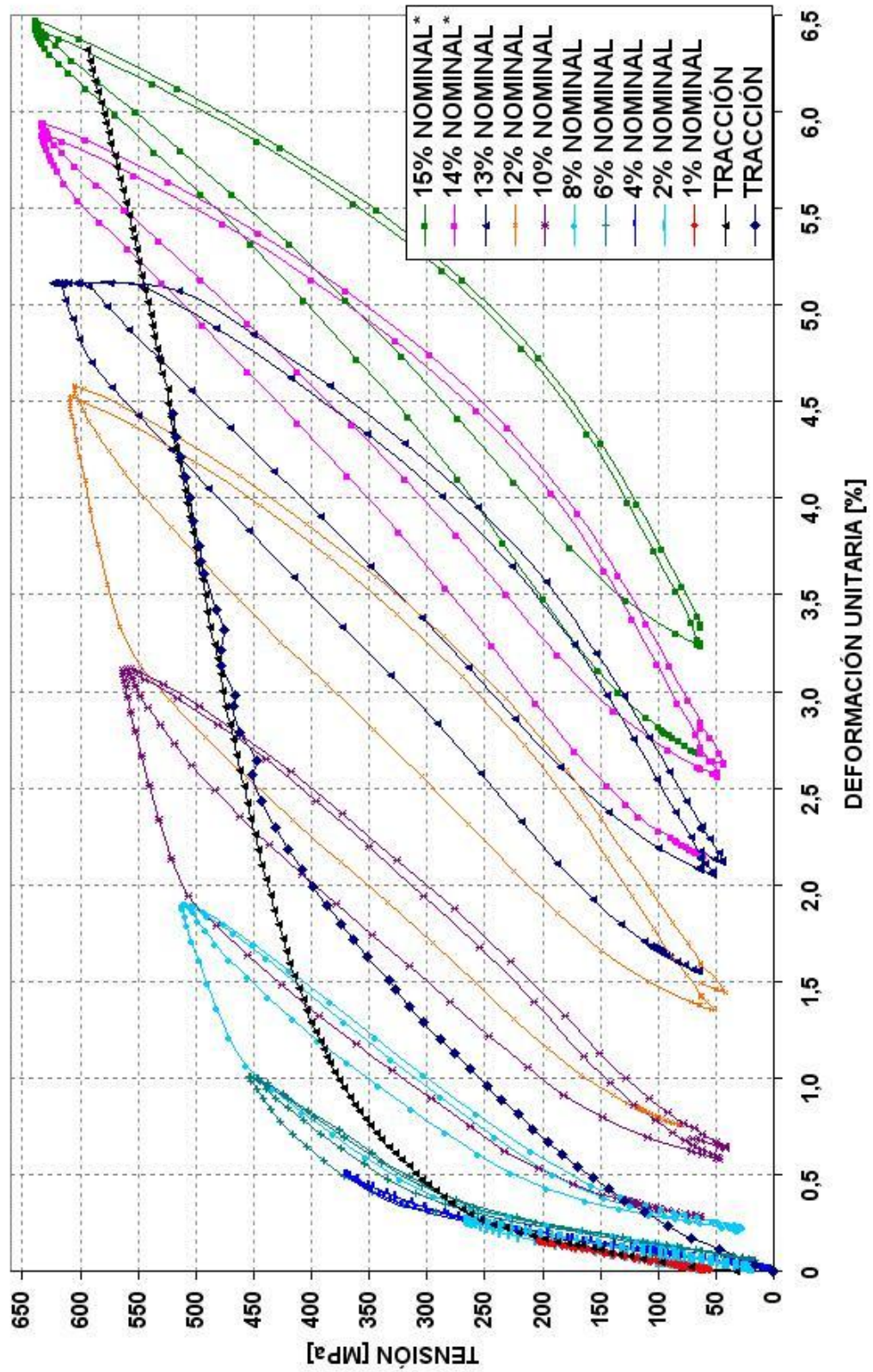


Figura 6.16: Ensaio a tração dinámico, curvas corregidas, 2 primeros ciclos, 1 Hz, 50°C, probeta AV06 y curva tracción estática 50°C, probeta AV01

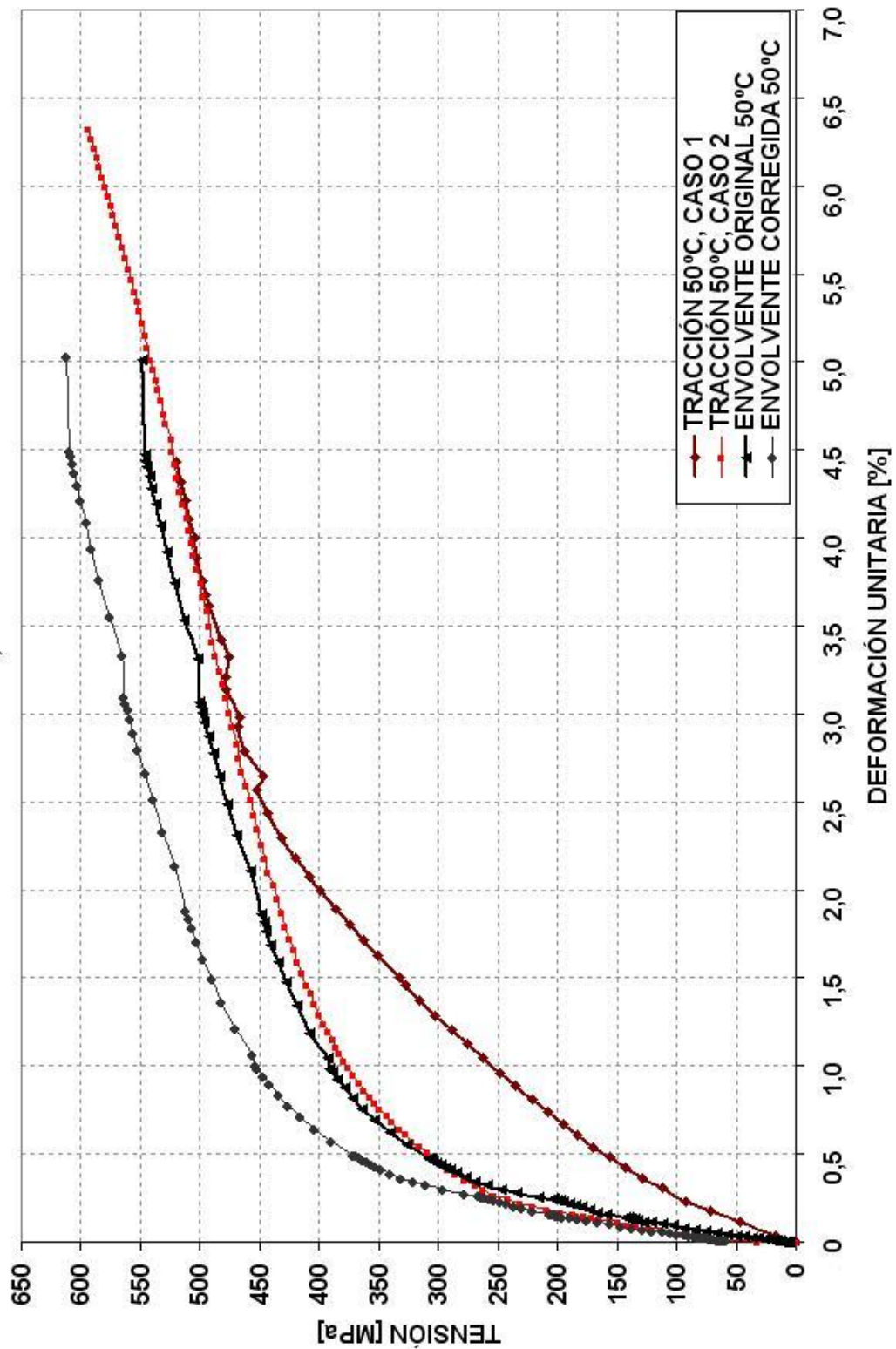


Figura 6.17: Comparación de curvas envolventes con y sin corrección, 50°C, probeta AV06, junto a curva de tracción estática, 50°C, CASO 1: probeta AV03 y curva de tracción estática, 50°C, CASO 2: probeta AV01

6.6.1.2. Ensayos tracción dinámicos en función de frecuencia de ensayo

En estos ensayos el parámetro variable es la frecuencia de ensayo. El ensayo se efectuó sin extracción de la probeta entre cada serie de 10 ciclos aplicando, como único parámetro variable la frecuencia del ensayo en los valores 0,1; 0,5; 1; 1,5 y 2 Hz, siempre en ese orden creciente.

Para cada temperatura se aplicó una única deformación nominal controlada en el cabezal, procurando tener, para todas las frecuencias una deformación en la probeta dentro del rango superelástico. Los valores de deformación corresponden a lo medido con el extensómetro. el entregaba las tres columnas descritas en la sección anterior.

Al igual que en el caso de deformación creciente, este ensayo fue realizado a tres temperaturas diferentes, 13°C (temperatura menor que A_f) y 25 y 50 °C. A continuación se muestran en las Figuras 6.18 y 6.19 los resultados obtenidos para 13°C. Después se muestran los casos de las temperaturas 25 y 50°C en las Figuras 6.20, 6.21 y 6.22 ,6.23, respectivamente.

Para cada temperatura, primero se muestra el ensayo completo, consistente en una serie de 10 ciclos, efectuados a las frecuencias ya especificadas. Y después se hace una representación similar, pero solo considerando el quinto ciclo (como ciclo representativo) de cada serie; además las curvas cíclicas fueron llevadas al mismo origen.

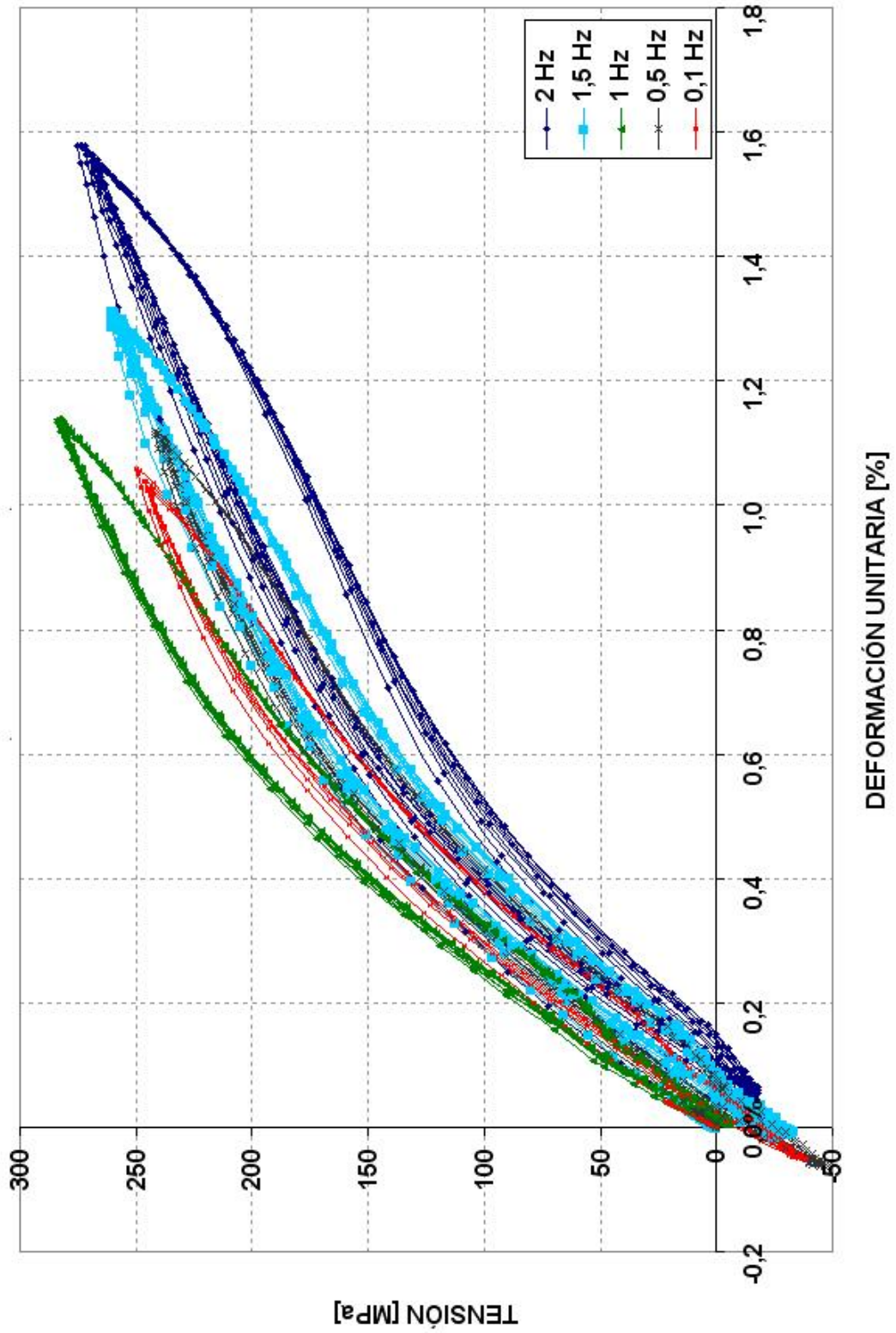


Figura 6.18: Ensayo frecuencia variable, 13°C, 10 ciclos sin corrección, deformación nominal 6%, probeta AV04

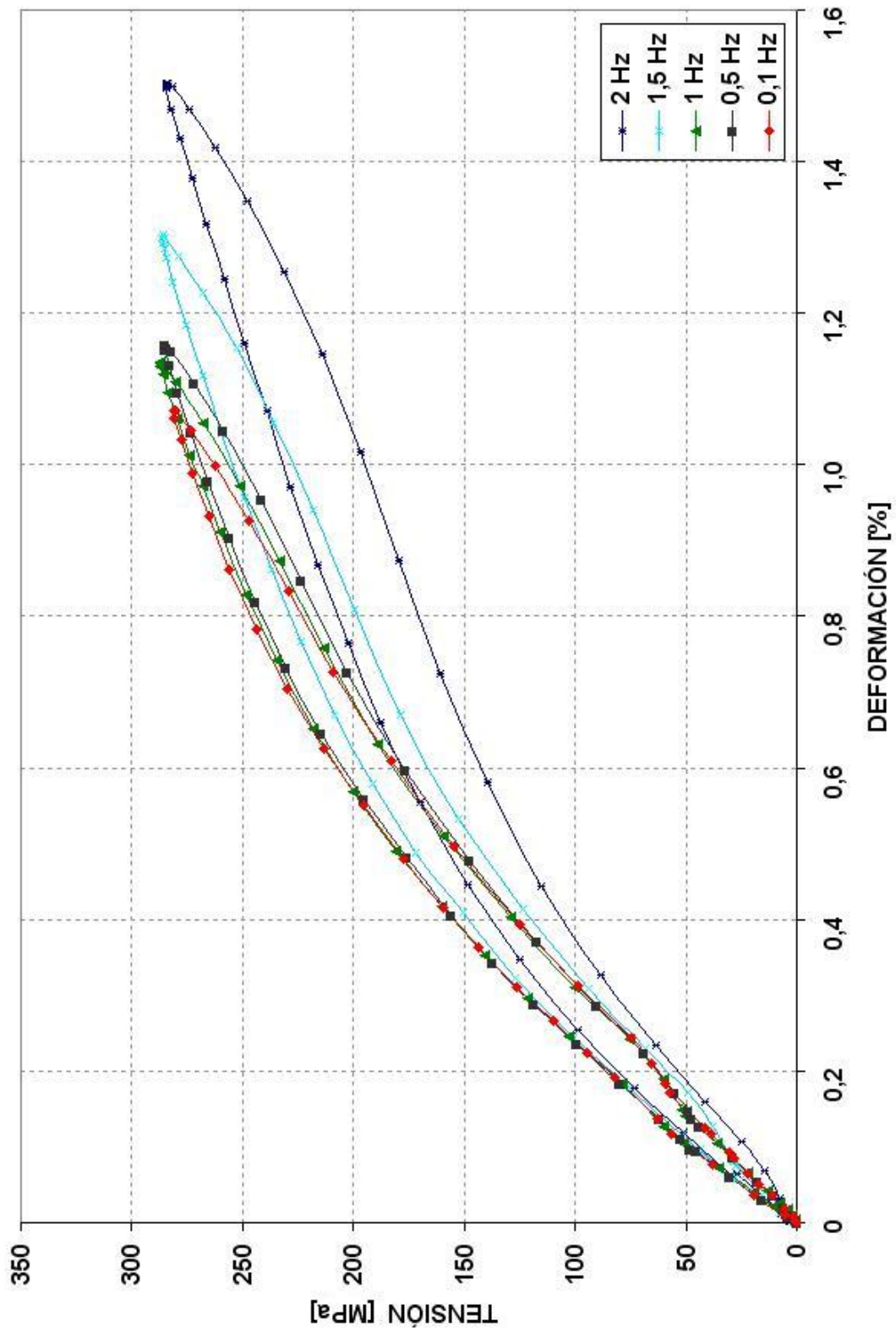


Figura 6.19: Ensayo frecuencia variable, 13°C, ciclo representativo corregido, deformación nominal 6%, probeta AV04

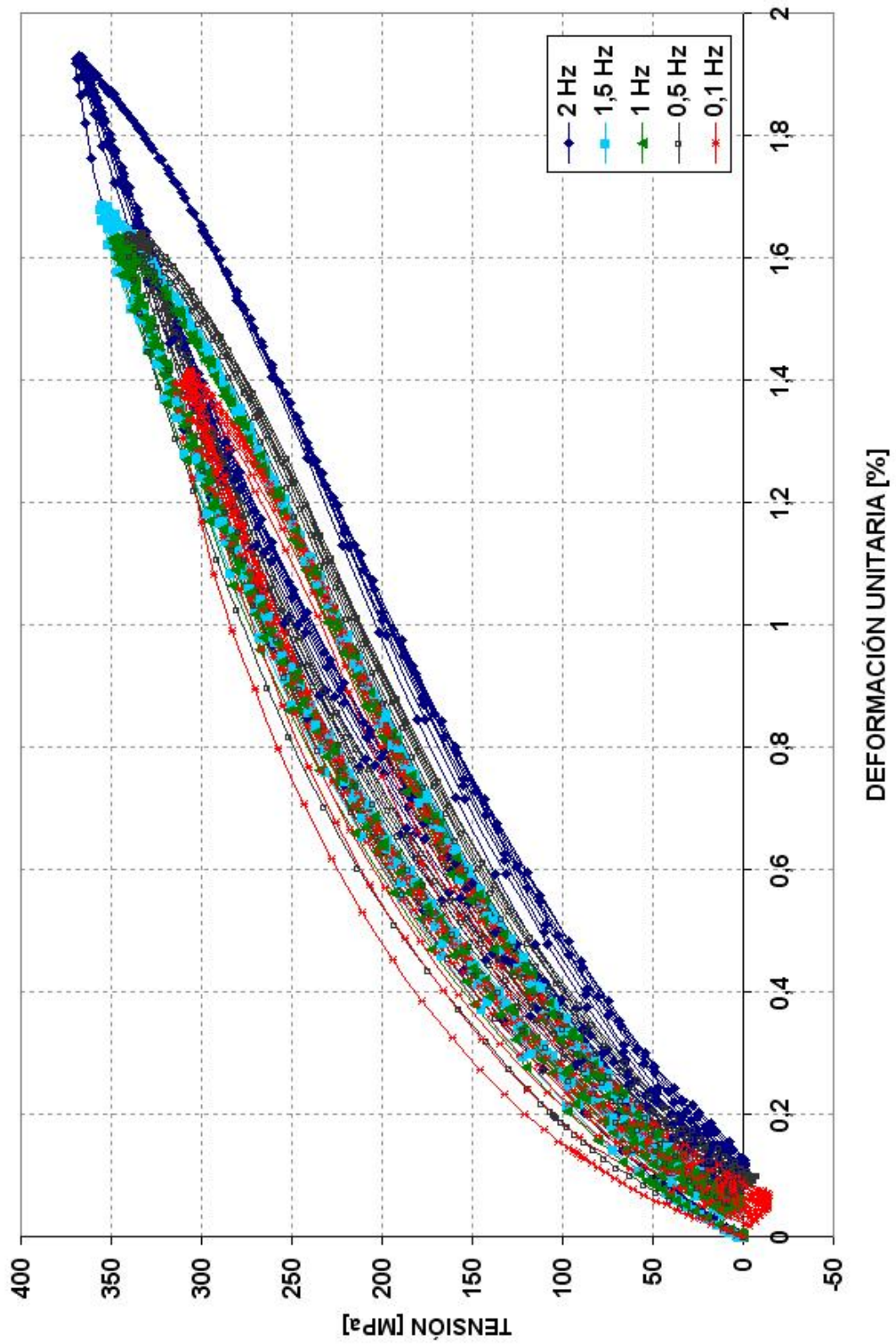


Figura 6.20: Ensayo frecuencia variable, 25°C, 10 ciclos sin corrección, deformación nominal 5.8%, probeta AV08

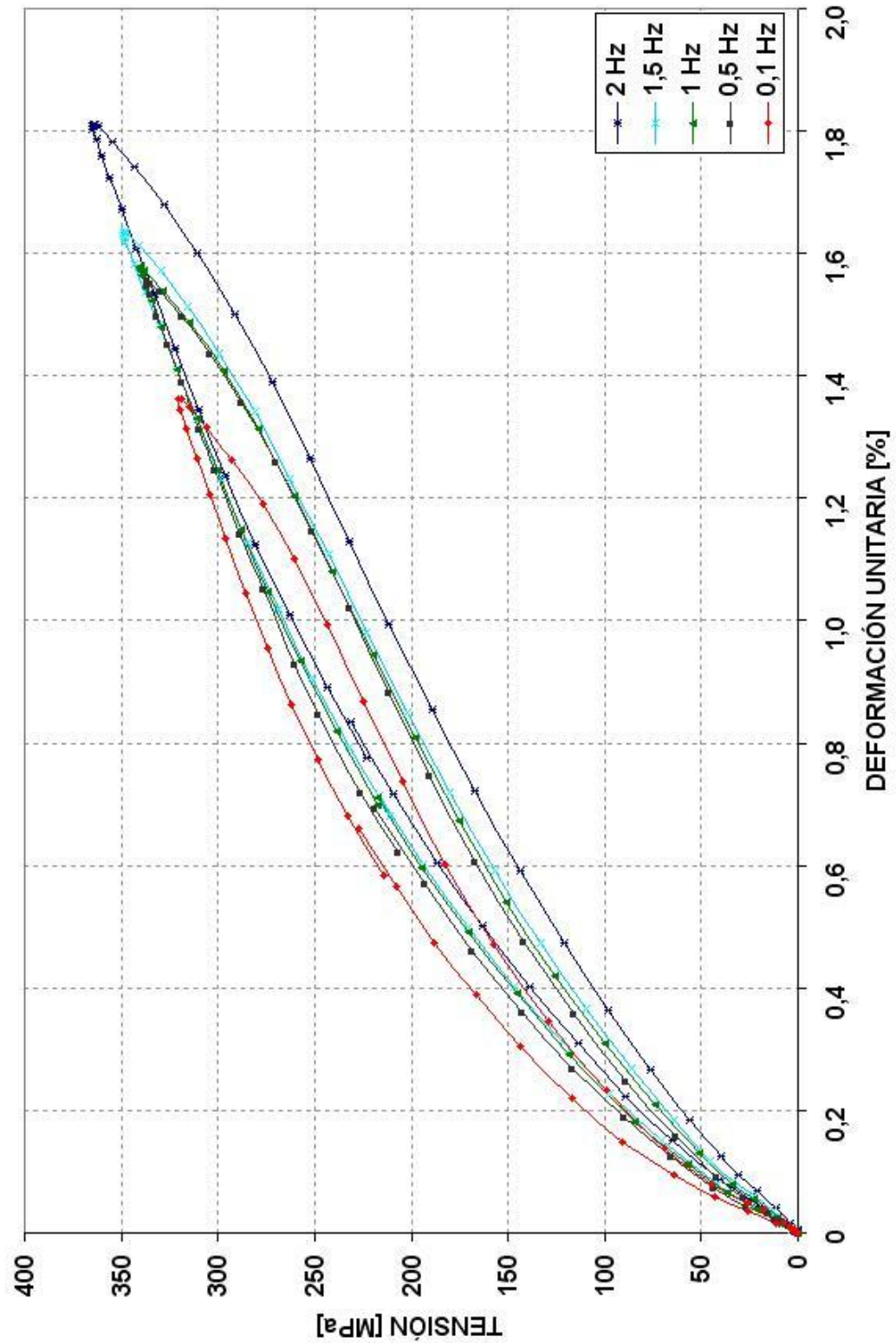


Figura 6.21: Ensayo frecuencia variable, 25°C, ciclo representativo corregido, deformación nominal 5.8%, probeta AV08

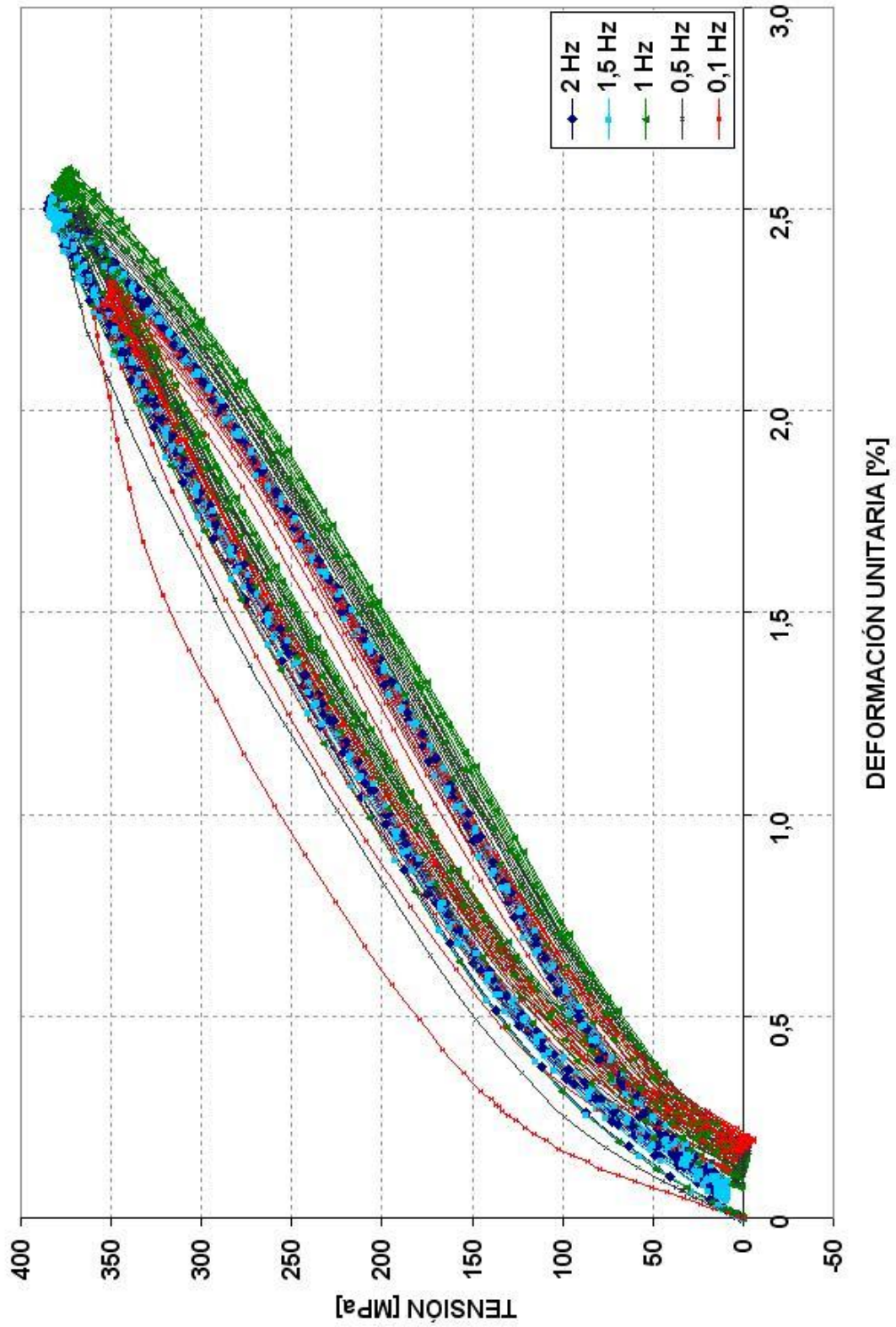


Figura 6.22: Ensayo frecuencia variable, 50°C, 10 ciclos sin corrección, deformación nominal 7%, probeta AV09

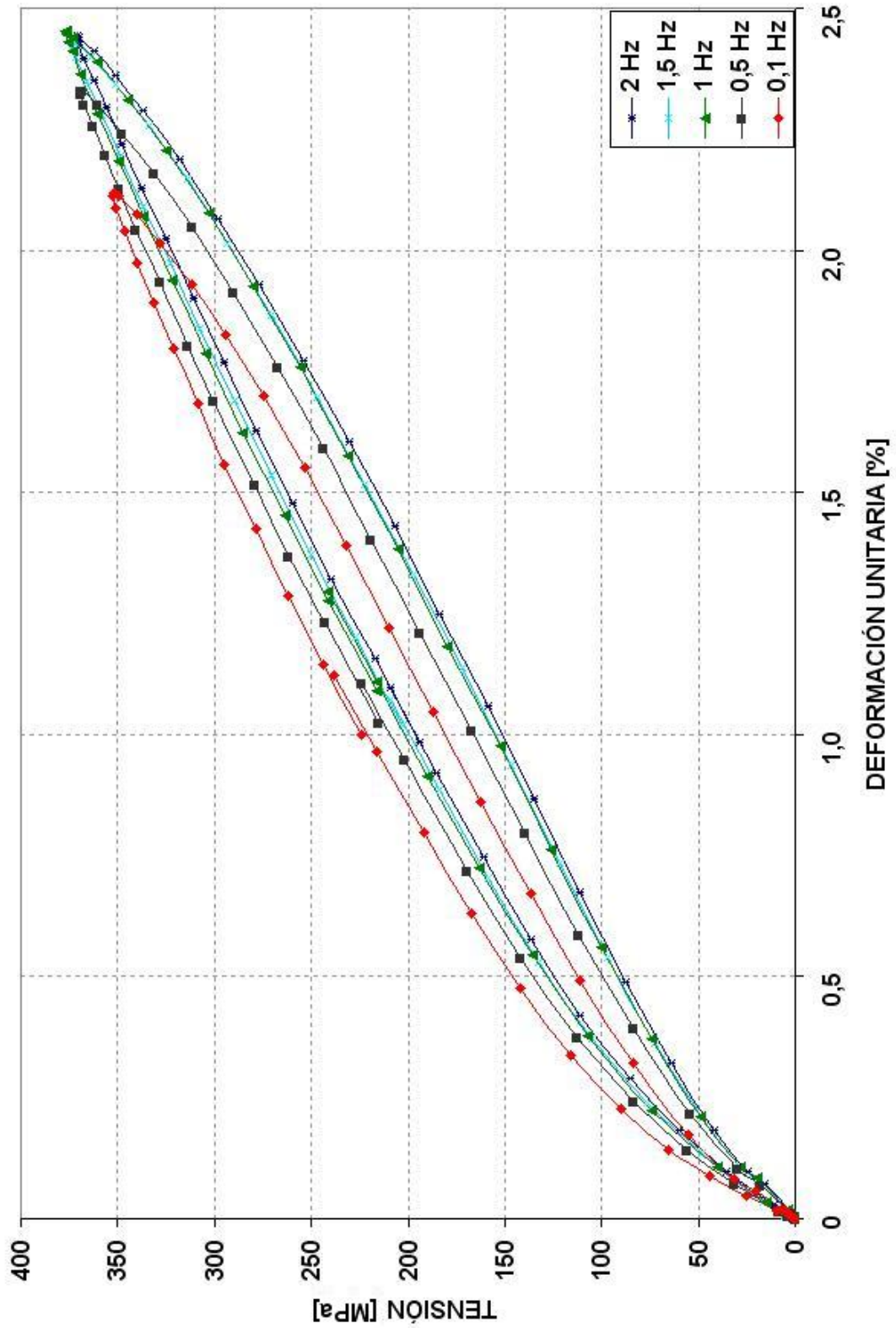


Figura 6.23: Ensayo frecuencia variable, 50°C, ciclo representativo corregido, deformación nominal 7%, probeta AV09

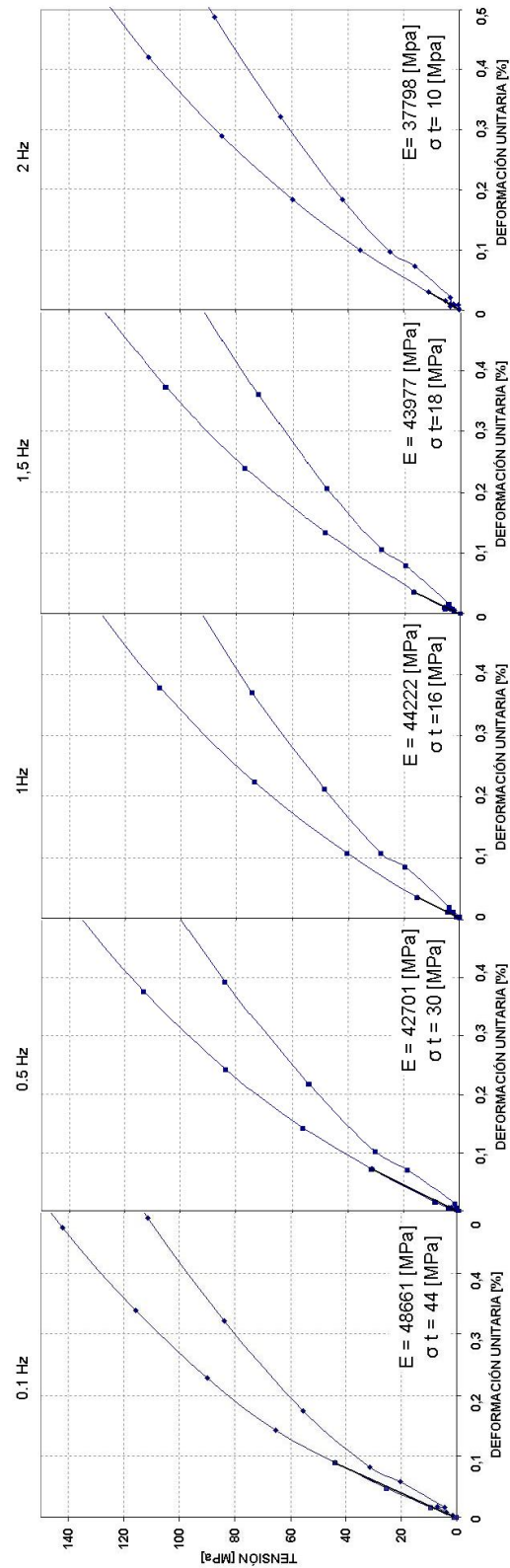


Figura 6.24: Efecto de la frecuencia en esfuerzo de transformación y modulo de Young para ensayo de Frecuencia creciente a deformación nominal constante y 50°C.

Consideremos las curvas corregidas de las temperaturas 13, 25 y 50 °C, ver Figuras 6.19, 6.21 y 6.23, respectivamente. En todos los casos se observa que al aumentar la frecuencia disminuye el módulo secante de los ciclos. Parece de interés hacer un análisis del efecto de la frecuencia sobre el esfuerzo de transformación, particularmente para 25 y 50°C (sobre A_f).

En las experiencias a 13°C, el punto extremo superior se desplaza a la derecha, pero mantiene un esfuerzo aproximadamente constante. Nótese que esta temperatura está bajo el valor de A_f determinado por DSC. Por otra parte, en las experiencias a 25 y 50°C, que corresponden a temperaturas superiores a A_f , el punto extremo superior de cada ciclo se desplaza hacia arriba y hacia la derecha. Como se explica en el párrafo siguiente, éste debe ser un efecto relacionado con que las experiencias se hicieron con control del cabezal y con la ya descrita relación entre la frecuencia y el módulo secante.

Consideremos un modelo en que la máquina y la probeta se comportan como dos resortes en serie. El comportamiento superelástico del material se puede modelar como el de un resorte cuya constante es el módulo secante del respectivo ciclo; sea éste K' . Ahora supongamos que al aumentar la frecuencia, como ya se vió, disminuye el módulo secante del material, alcanzando un valor K'' . Sobre la base de este modelo, es fácil demostrar que, para una misma deformación del cabezal, la máxima deformación del resorte K'' será mayor que aquella del resorte K' . Algo similar ocurrirá con la máxima fuerza del resorte K'' . De modo que el punto superior del ciclo a mayor frecuencia estará a la derecha y arriba del punto superior del ciclo de menor frecuencia, tal como fuera observado.

6.6.1.3. Ensayos tracción dinámicos en función del número de ciclos

Para estudiar la evolución de los ciclos de una serie, en función del número de ciclos, se programó la realización de series de 100 ciclos. Primero se ejecutó una serie de 100 ciclos a una frecuencia de 0,5 Hz con posterior descanso de 100 segundos para nuevamente realizar una serie de 100 ciclos con una frecuencia de ensayo de 1 Hz.

El ensayo fue realizado a dos temperaturas: 25 y 50°C (ambas sobre Af) con deformación nominal máxima aplicada dentro del rango de deformación superelástica (los mismos valores que los casos de la sección anterior). El equipo nuevamente captaba datos en forma de tres columnas que corresponden a la deformación unitaria (o desplazamiento del cabezal) y del extensómetro, junto a la tercera columna de esfuerzo aplicado. Por limitaciones del sistema de captación de datos, desafortunadamente solo se captaron los resultados de los 21 primeros ciclos de cada serie. De hecho con una reprogramación, que capturase menos datos por ciclo, habría sido posible capturar los datos de toda la serie. En las Figuras 6.25 y 6.26 se presentan los resultados para 25 y 50°C

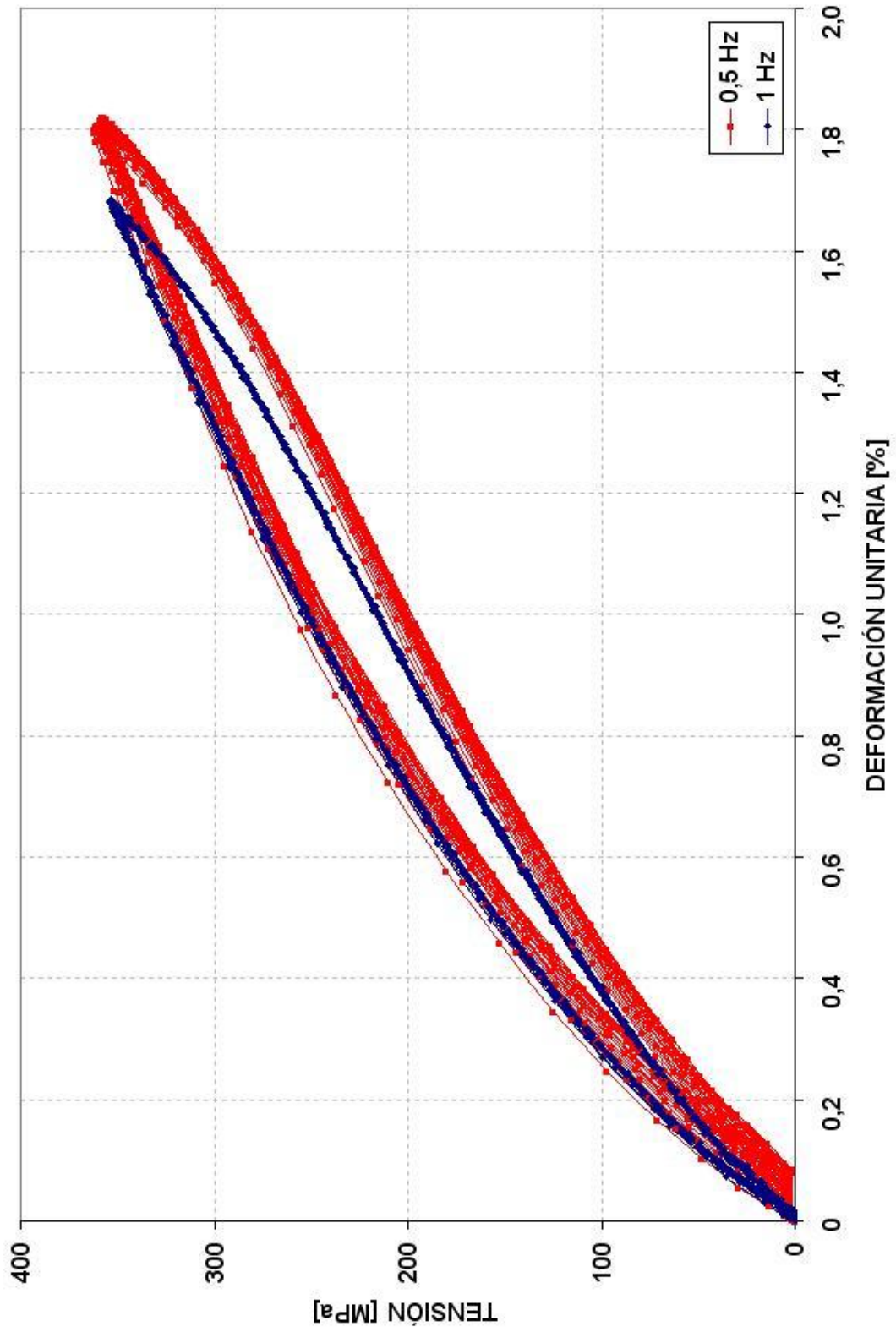


Figura 6.25: Ensayo de tracción dinámica, 21 ciclos en dos frecuencias, 0,5 y 1 Hz, 25°C

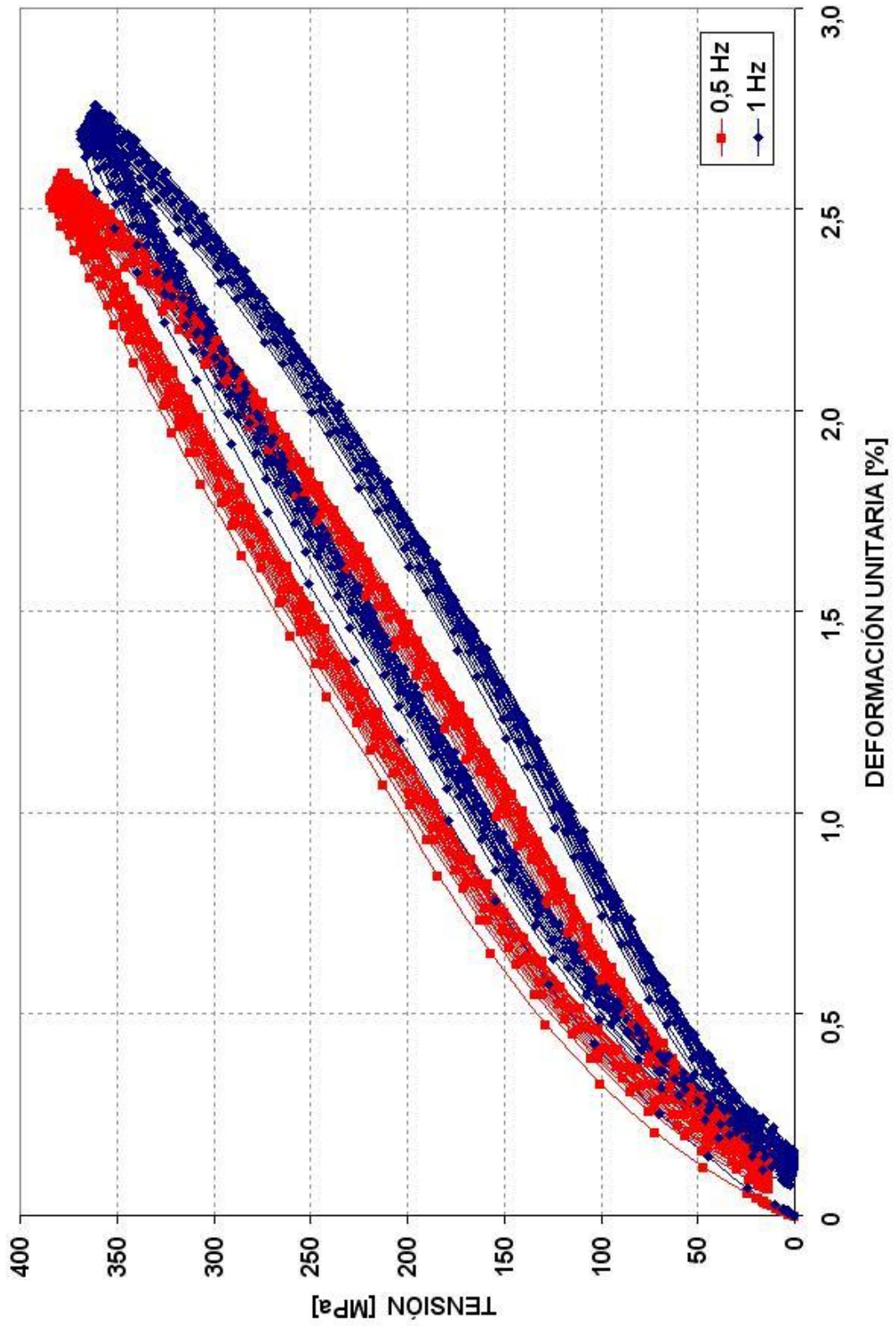


Figura 6.26: Ensayo de tracción dinámica, 21 ciclos en dos frecuencias, 0,5 y 1 Hz, 50°C

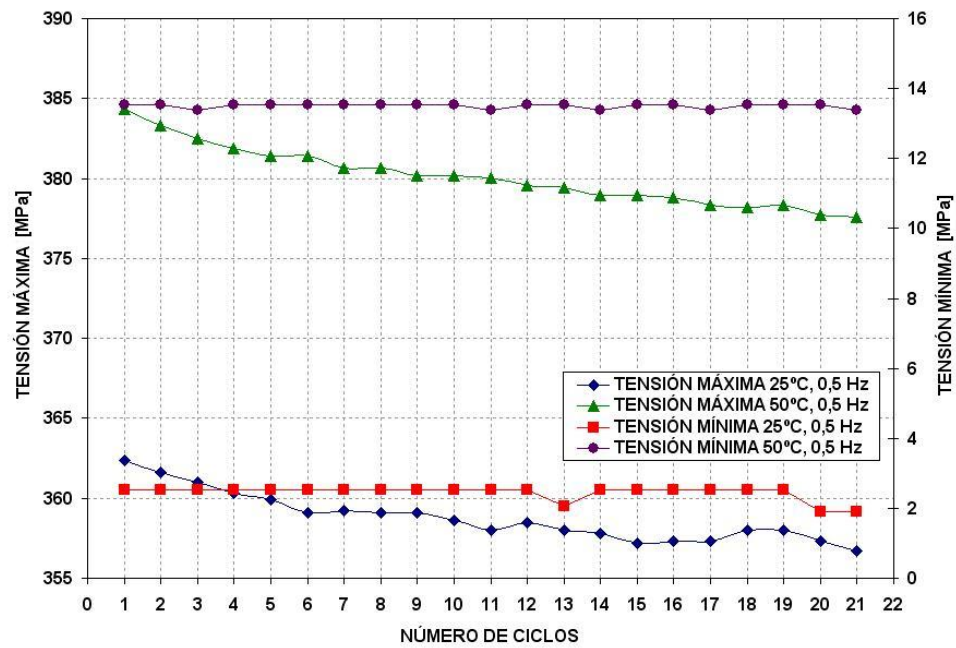


Figura 6.27: Tensiones máximas y mínimas para 0.5 Hz en función del número de ciclos

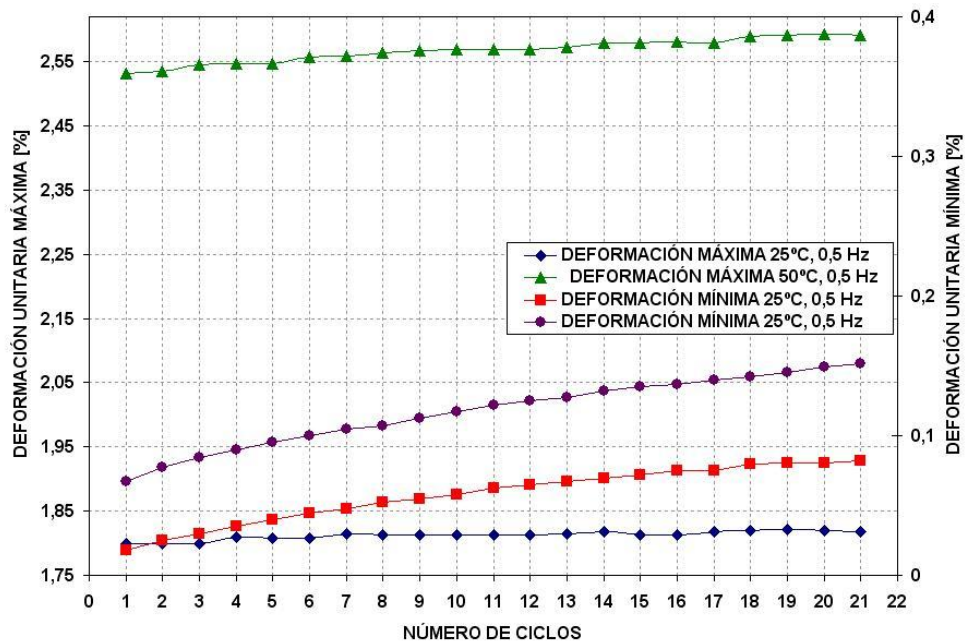


Figura 6.28: Deformaciones máximas y mínimas para 0.5 Hz en función del número de ciclos

6.6.2. Análisis de las curvas

A continuación se presentan parámetros de importancia en Ingeniería Civil: módulo de elasticidad, elasticidad secante y distintos tipos de coeficientes de amortiguamientos. Estos fueron calculados de los anteriores ciclos de histéresis.

6.6.2.1 Definiciones

Las áreas consideradas para la determinación de los coeficientes de amortiguamiento de interés, se muestran esquemáticamente en la Figura 6.29, y corresponde al área ciclo, área envolvente y área triángulo. Nótese que en un plano esfuerzo deformación, las áreas corresponden a energía por unidad de volumen del material.

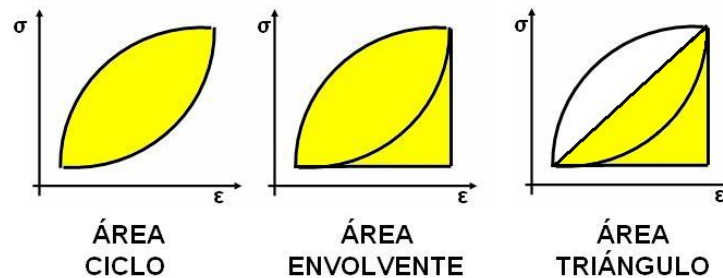


Figura 6.29: Esquema de tipos de áreas

Considerando estas áreas, es posible definir distintos coeficientes de amortiguamiento:

Amortiguamiento de uso en probetas de goma

$$\beta_1 = \frac{2 \cdot AREA_CICLO}{\pi \cdot (\sigma_{max} - \sigma_{min}) \cdot (\varepsilon_{max} - \varepsilon_{min})} \quad (6.2)$$

Amortiguamiento utilizado por Chopra: (Chopra, 2001[15])

$$\beta_2 = \frac{AREA_CICLO}{2 \cdot \pi \cdot AREA_ENVOLVENTE} \quad (6.3)$$

Amortiguamiento utilizado por DesRoches: (DesRoches, 2004[16])

$$\beta_3 = \frac{AREA_CICLO}{4 \cdot \pi \cdot AREA_TRIANGULAR} = \frac{AREA_CICLO}{2 \cdot \pi \cdot \sigma_{max} \cdot \varepsilon_{max}} \quad (6.4)$$

La rigidez del ciclo y la rigidez secante se definen como las pendientes de los segmentos ilustrados en la Figura 6.30.

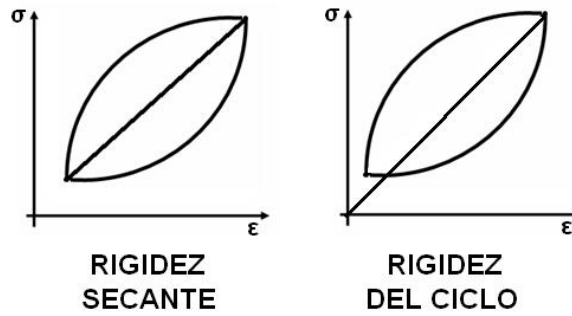


Figura 6.30: Esquema rigideces (pendiente de sección lineal dibujada)

La fórmula para obtenerlas es:

Rigidez Secante:

$$K_S = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{\varepsilon_{max} - \varepsilon_{min}} \quad (6.5)$$

Rigidez del Ciclo:

$$K_C = \frac{\sigma_{max}}{\varepsilon_{max}} \quad (6.6)$$

Junto a lo anterior, se definió tres tipos de deformaciones entregadas por la forma de las curvas en los ensayos de tracción dinámica. En la Figura 6.31 se ilustran estos conceptos. Tal figura ilustra el caso de una serie dinámica realizada en un material en el cual ya se ha detectado deformación remanente. Se entiende que los ensayos son controlados por desplazamiento del cabezal.

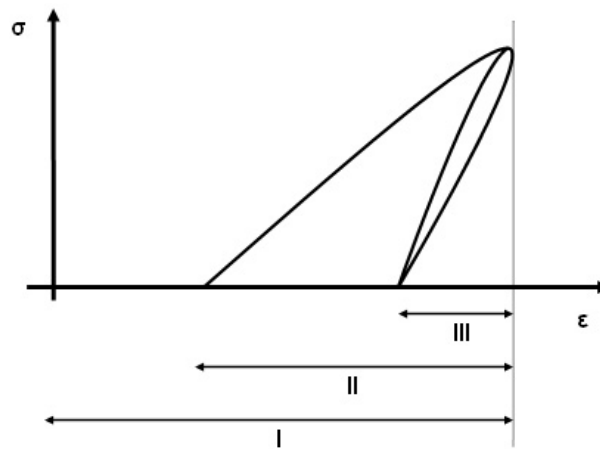


Figura 6.31: Tipos de Deformación I, II y III

Los tres tipo de deformación se definen así::

- Deformación tipo I: va desde el origen hasta el punto de deformación máxima de los ciclos de la serie.

- Deformación tipo II: va desde el primer punto del ciclo hasta la deformación máxima alcanzada, corresponde a la amplitud de deformación del primer ciclo (de no haber habido deformación remanente previa, el primer punto del ciclo estaría en el origen).
- Deformación tipo III: es la amplitud de deformación del segundo ciclo en adelante de la serie.

Nótese que:

(a) La diferencia $\Delta =$ Deformación tipo II - Deformación tipo III, corresponde a la deformación remanente asociada a esa serie

(b) La deformación tipo II corresponde a la deformación de las curvas cíclicas ya presentadas en la sección “6.6.1.1”, para 14,25 y 50°C.

Los valores de áreas, rigideces y amortiguamientos fueron obtenidos por medio de rutinas del programa Matlab, las que se encuentran en el anexo D.

6.6.2.2 Análisis de las curvas

A continuación se presenta el análisis cuantitativo de las curvas cíclicas obtenidas en la sección “6.6.1.1 Ensayos tracción dinámicos en función de deformación creciente”, a distintas temperaturas. Así, para la temperatura de 14°C, en función de la Deformación Tipo I, se representa la relación:

- Entre la deformación tipo II y deformación tipo III en función de la tipo I, ver Figura 6.32.
- Entre las áreas y la deformación tipo I, ver Figura 6.33.
- Entre los tres coeficientes de amortiguamiento y la rigidez secante en función de la deformación tipo I, ver Figura 6.34.

Los resultados de este mismo tipo correspondientes a las temperaturas de 25 y 50°C, se presentan en las Figura 6.35, 6.36 y 6.37, y 6.38, 6.39 y 6.40, respectivamente.

En la Figura 6.32 se observa que la deformación tipo Δ es prácticamente nula y despreciable hasta deformaciones (tipo I) de entre 2 y 2,4%. Así para este material, el límite superior del rango superelástico está comprendido entre 2 y 2,4% de deformación. En la Tabla 6.5 se presenta el rango de deformación donde se ubica el límite superior del rango superelástico para cada una de las temperaturas analizadas. Se observa que este límite disminuye al aumentar la temperatura de ensayo.

Tabla 6.5: Rango del limite superior del dominio de deformaciones superelásticas, y valor del coeficiente β en ese rango.

Temperatura [°C]	14	25	50
Rango [% de deformación]	2-2,4	1,7-2,1	1,0-1,9
β_2 [%]	3,5	2,3	1,0

En relación con la evolución de las distintas áreas de interés, en función de la deformación Tipo I se observa, para las tres temperaturas, ver Figuras 6.33, 6.36 y 6.39, que el área siempre crece con la deformación, salvo para la máxima deformación. Se hace presente que estas experiencias siempre culminaron con la fractura de la respectiva probeta. Se utilizó una probeta por temperatura. En la Tabla 6.6 se resumen las deformaciones a la fractura (con carga) en probetas sometidas a tracción uniaxial y a carga cíclica. Se observa que los conjuntos de valores son bastante similares; así, no es claro que la carga cíclica disminuya la máxima deformación alcanzable.

Tabla 6.6: Deformación a la fractura (con carga).

Temperatura [°C]	14	25	50
Tracción uniaxial, ver Fig. 6.4 [MPa]	5,4	5,6	4,5 y 6,4
Tracción dinámica, ver Figs. 6.10, 6.13 y 6.16	4,45	5,0	6,4

La rigidez secante, ver figuras 6.34, 6.37 y 6.40, partiendo desde un valor máximo, disminuye rápidamente, con concavidad positiva, en el rango superelástico. Para deformaciones mayores, el módulo secante tiende a disminuir mucho más lentamente, hasta alcanzar una horizontal o eventualmente incluso subir algo en esfuerzo, antes de la fractura. Para una misma deformación, el módulo secante aumenta al aumentar la temperatura. Así, los valores de este módulo están entre 15.000 y 100.000 MPa.

Los distintos tipos de coeficientes de amortiguamiento presentan una tendencia similar entre si, en el sentido de que al aumentar la deformación aumenta el valor del coeficiente, hasta alcanzar un máximo poco antes de la deformación de fractura. En Tabla 6.5 se indican valores del coeficiente β para deformaciones correspondientes al límite superior del respectivo dominio superelástico, para las tres temperaturas de interés. Nótese que los mayores valores de cualquier coeficiente de amortiguamiento, se alcanzan para deformaciones mayores que las del límite superelástico.

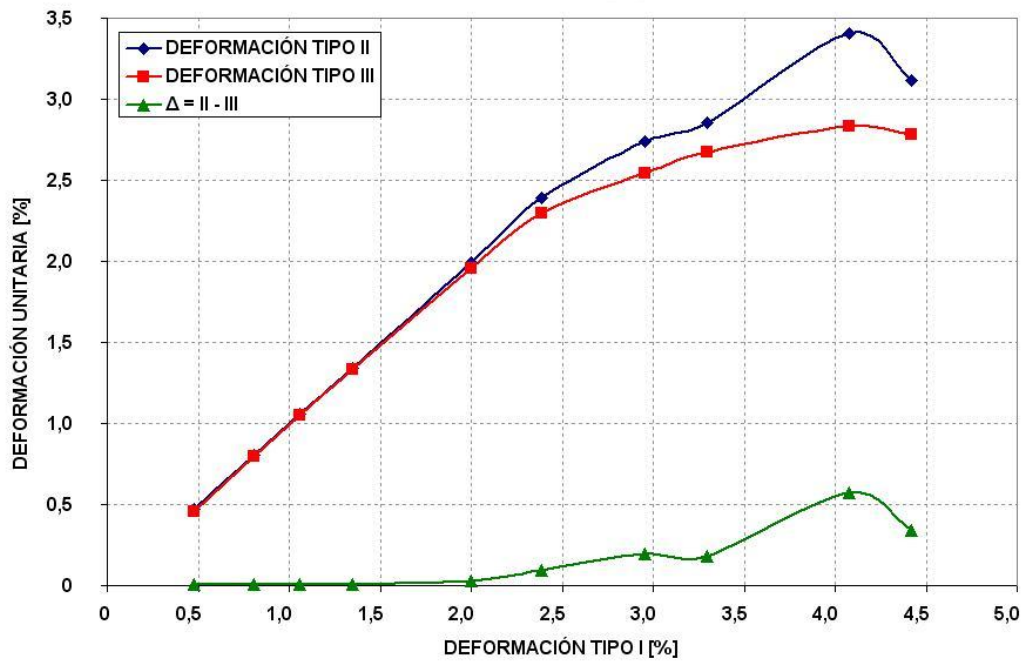


Figura 6.32: Tipos de deformación en función de Deformación tipo I, 14°C

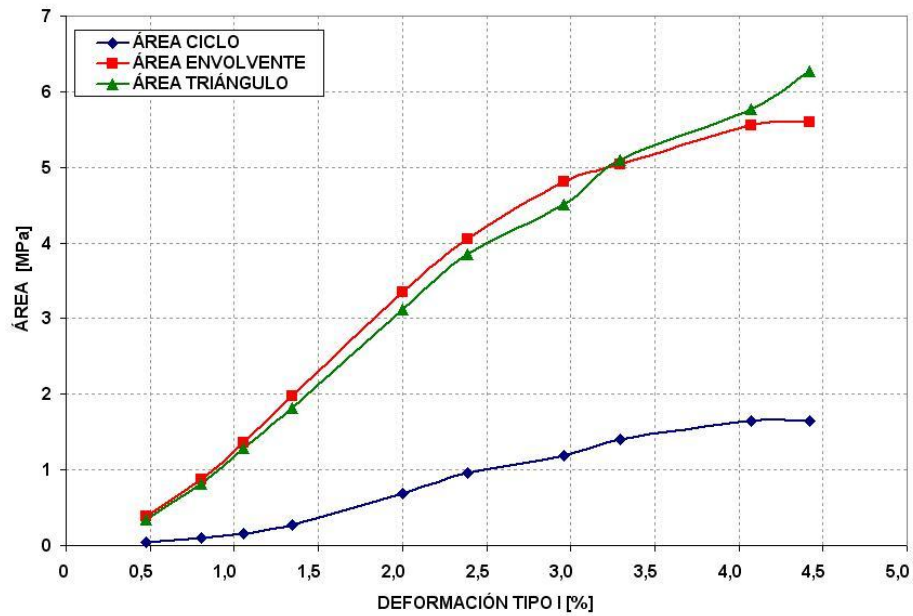


Figura 6.33: Tipos de áreas en función de Deformación tipo I, 14°C

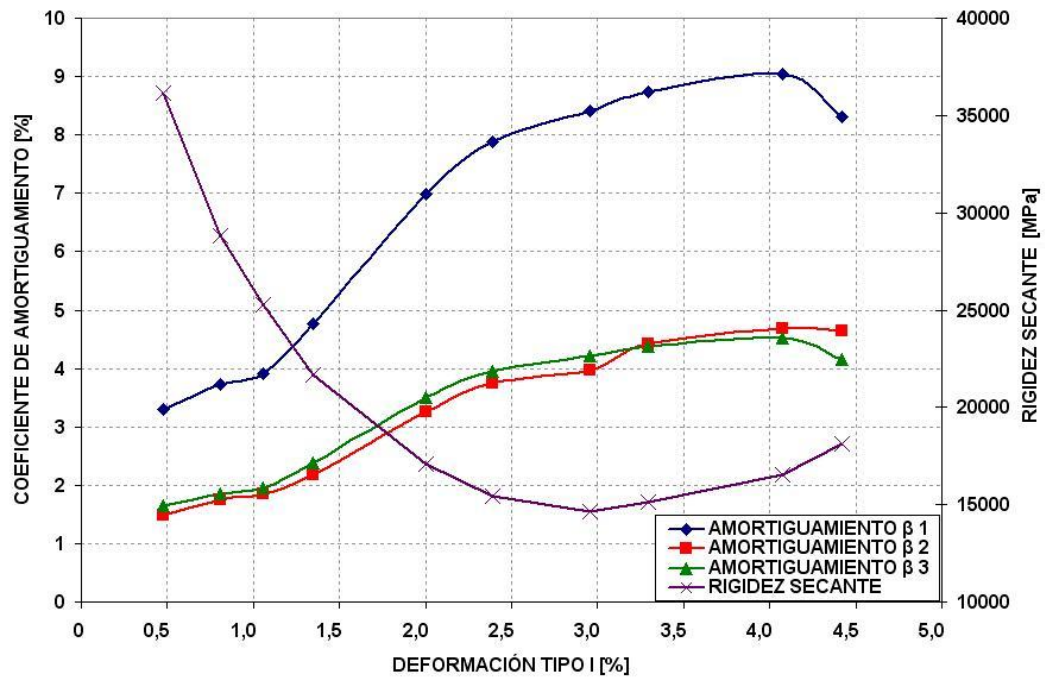


Figura 6.34: Coeficientes de Amortiguamiento y Rigidez Secante en función de deformación tipo I, 14°C

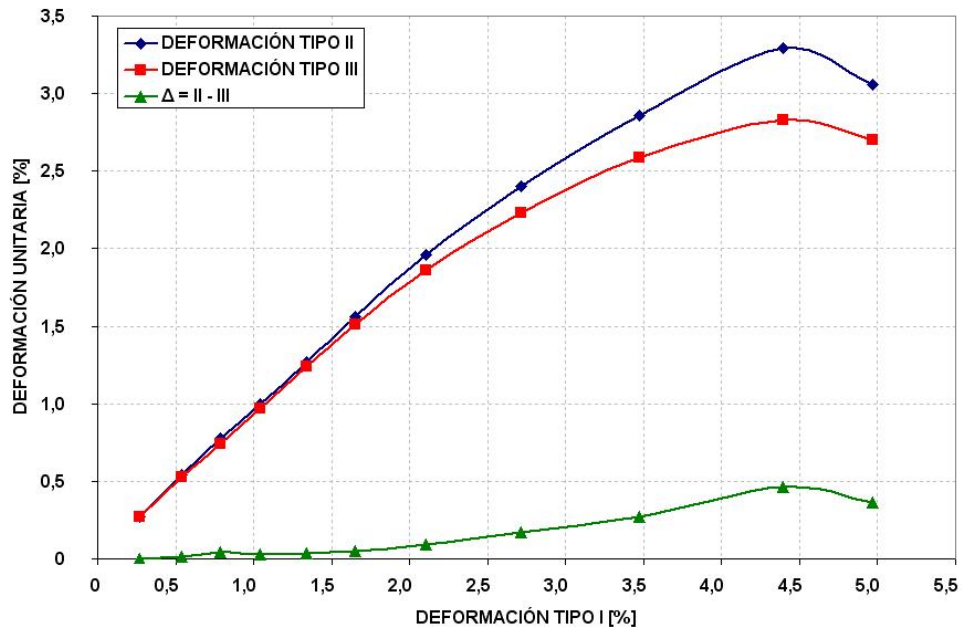


Figura 6.35: Tipos de deformación en función de Deformación tipo I, 25°C

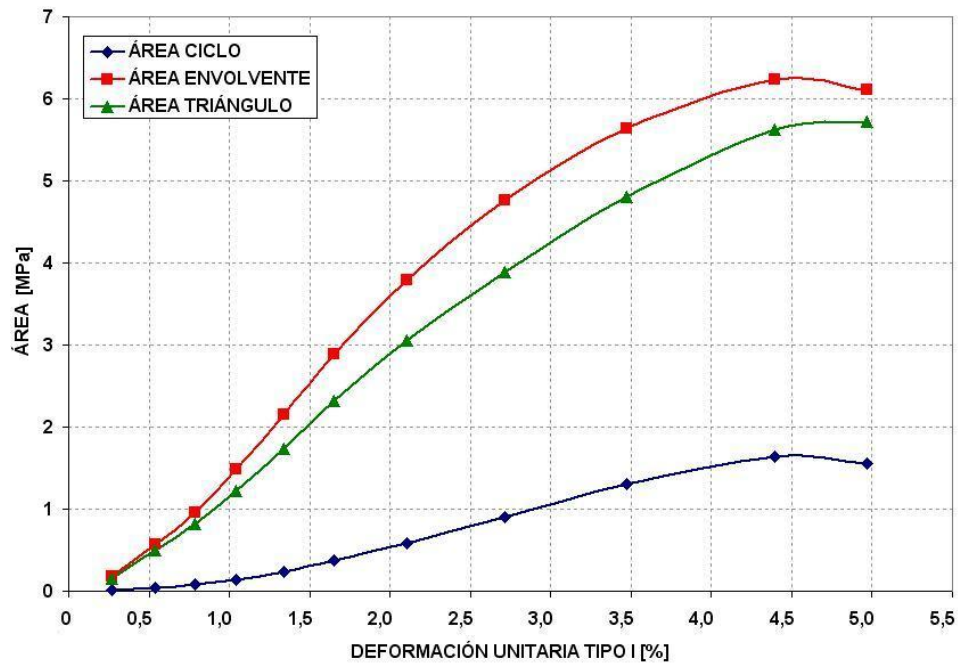


Figura 6.36: Tipos de áreas en función de Deformación tipo I, 25°C

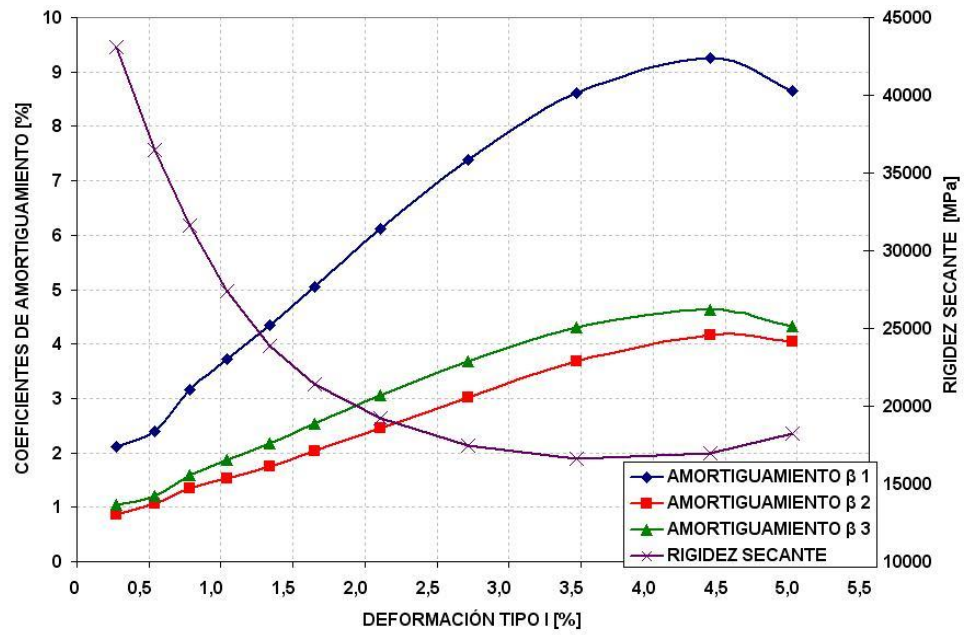


Figura 6.37: Coeficientes de Amortiguamiento y Rigidez Secante en función de deformación tipo I, 25°C

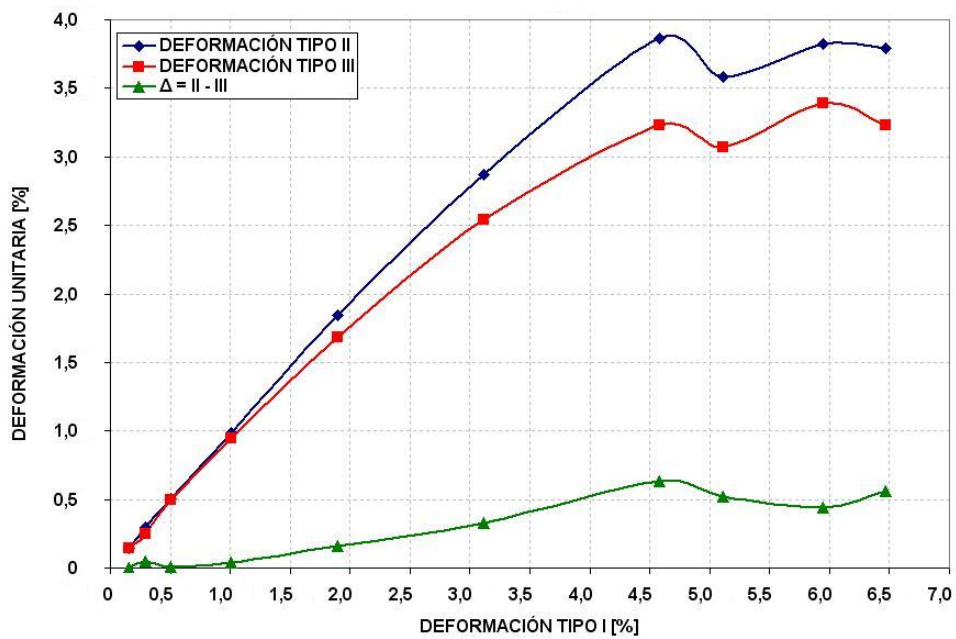


Figura 6.38: Tipos de deformación en función de Deformación tipo I, 50°C

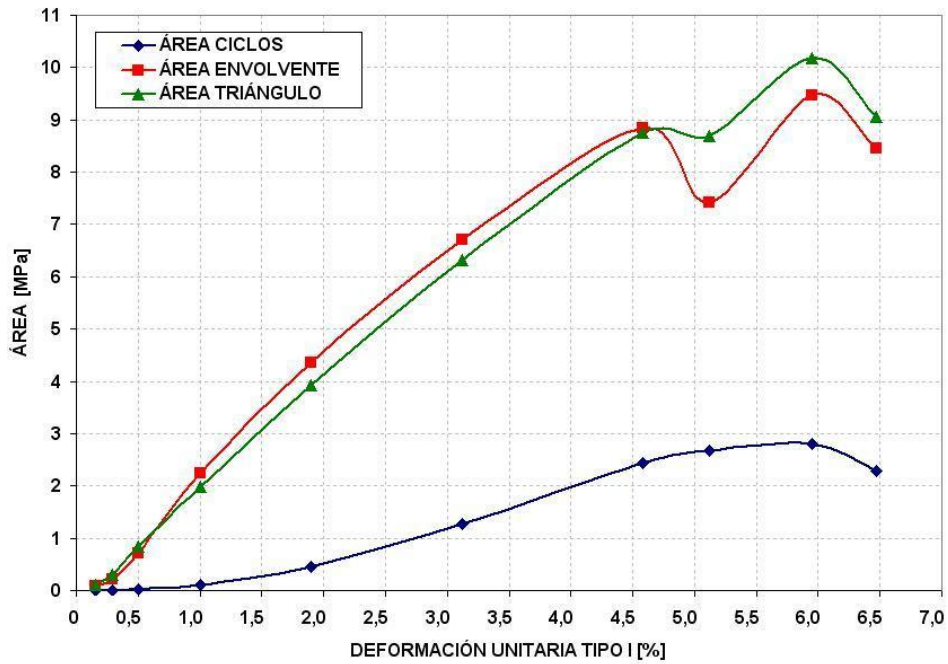


Figura 6.39: Tipos de áreas en función de Deformación tipo I, 50°C

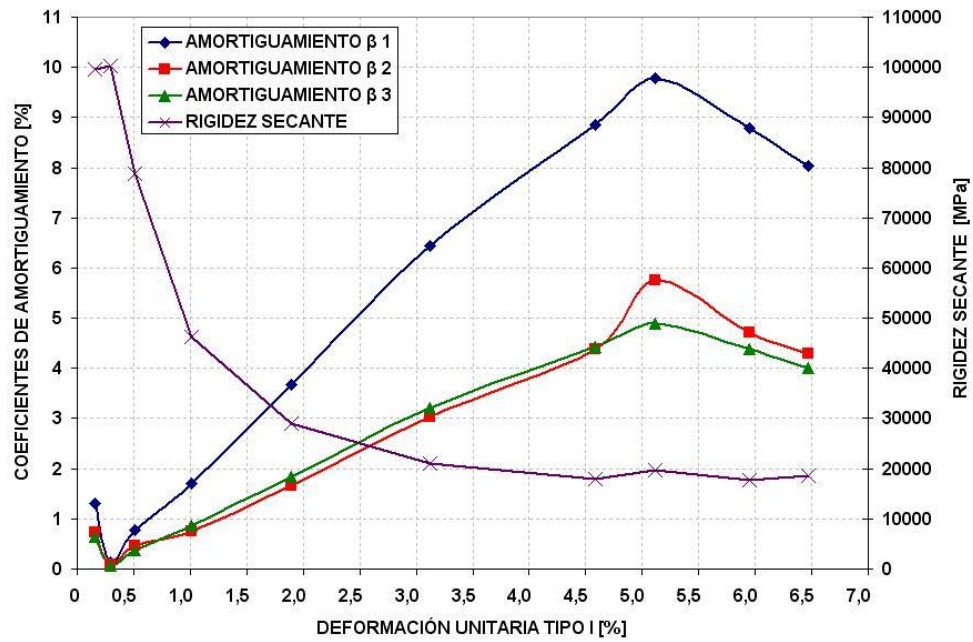


Figura 6.40: Coeficientes de Amortiguamiento y Rigidez Secante en función de deformación tipo I, 50°C

6.6.3. Evolución de Temperatura de Probeta

Durante los ensayos tracción dinámica se registró la evolución de la temperatura de la probeta en función del tiempo (curvas T vs t). Los resultados de este análisis se muestran a continuación, separados según el tipo de ensayo.

6.6.3.1 Temperatura probeta en ensayos de deformación creciente

Para los ensayos cíclicos de deformación creciente, efectuados a 1 Hz, se registró la temperatura de la probeta en función del tiempo, a continuación se muestran estos resultados en dos figuras catalogados según la temperatura de ensayo.

En la Figura 6.41 se muestra los resultados de series sucesivas ($n=10$) de ensayos cíclicos a deformación impuesta en el cabezal, entre 2 % y 14 %. Para cada serie se indican dentro del recuadro de la Figura tres parámetros identificadores característicos: deformación nominal (en el cabezal), deformación tipo I y deformación tipo II, sucesivamente.

Cabe señalar que la temperatura, se midió con un sistema que era capaz de medir hasta un dato de temperatura por segundo. Esta frecuencia es claramente insuficiente al considerar que los ciclos de carga descarga también tenían esa frecuencia. A pesar de tal limitación, se verá que igual se obtuvo algunos resultados de interés. El ideal habría sido captar a lo menos unos 10 datos de temperatura por segundo, pero no fue posible obtener un instrumento con esa capacidad.

La tendencia general observada en la Figura 6.41 es que a mayor deformación, mayor es la temperatura alcanzada en la serie correspondiente, salvo para el último ciclo. Por otra parte, en la figura 6.42 se muestra la relación entre el aumento de temperatura observado en una serie (Figura 6.41) y el área de un ciclo representativo de la misma serie (Figura 6.33). Se observa que existe una relación aproximadamente lineal entre estas dos variables.

Similarmente, los resultados y análisis correspondientes a 25 y 50°C se presentan en las Figuras 6.43 y 6.44, y 6.45 y 6.46, respectivamente. También en estos casos se estableció que había un comportamiento aproximadamente lineal entre el aumento de temperatura de una serie, y el área de un ciclo representativo de esa misma serie.

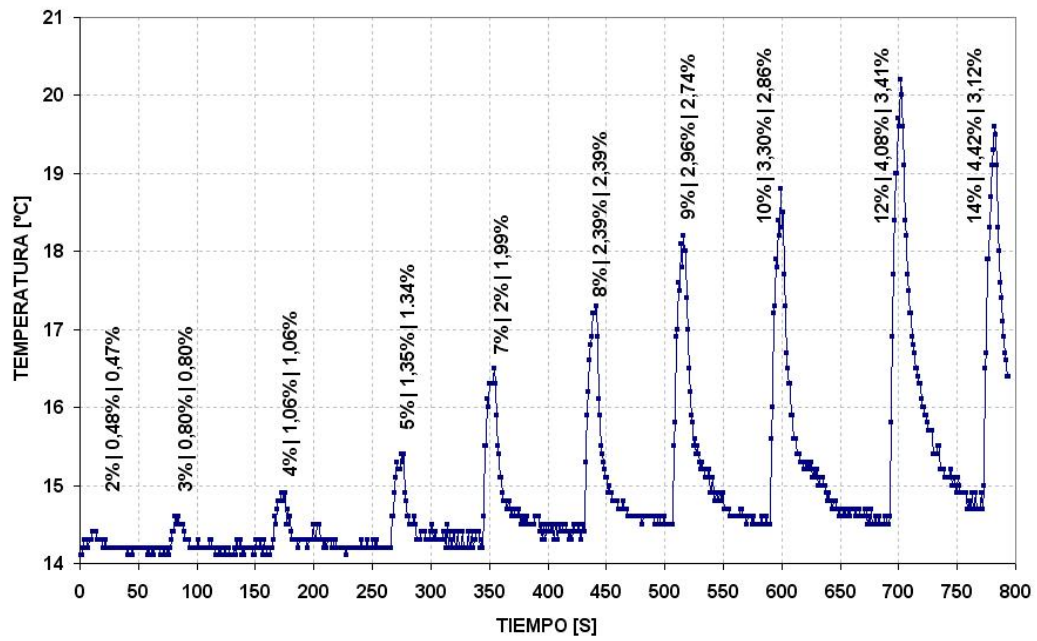


Figura 6.41: Evolución de la temperatura en ensayo de deformación creciente, 14°C

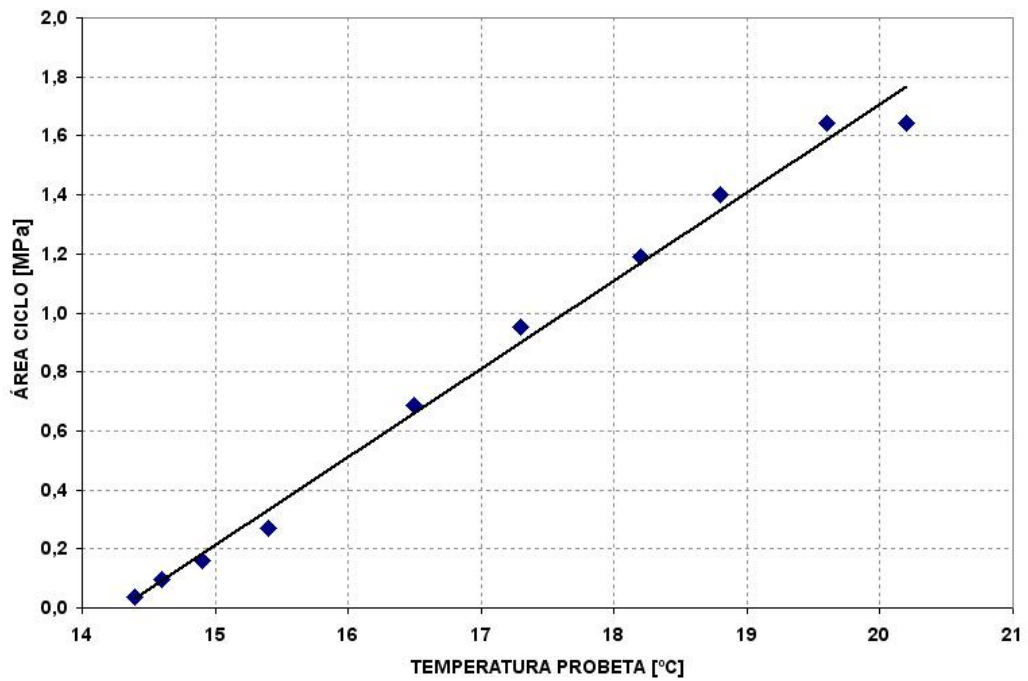


Figura 6.42: Relación Área Ciclo vs Temperatura Probeta, para ensayo de deformación creciente a 14°C

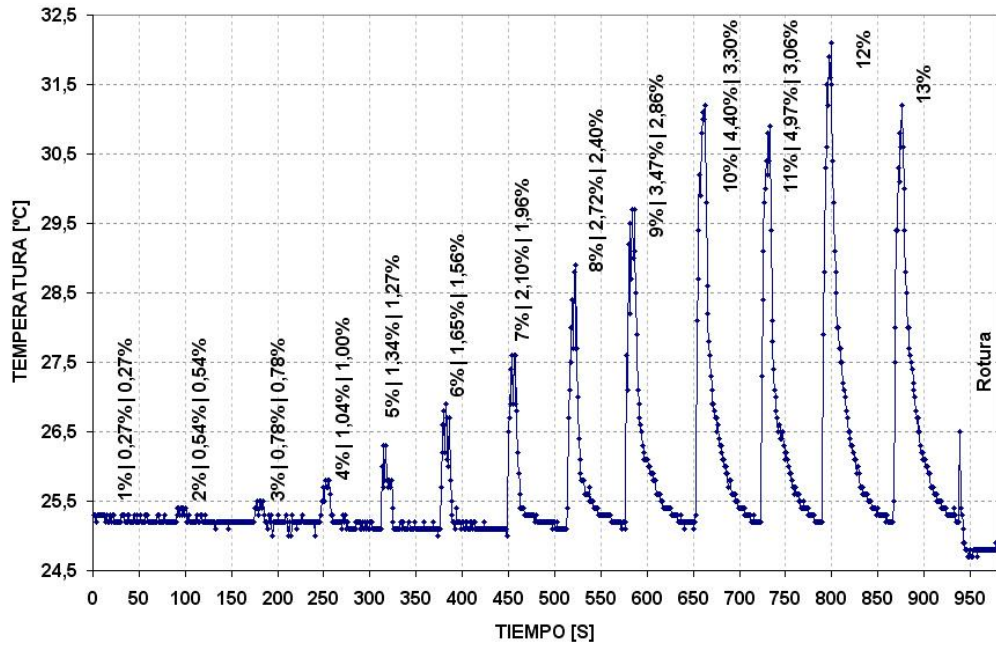


Figura 6.43: Evolución de la temperatura en ensayo de deformación creciente, 25°C

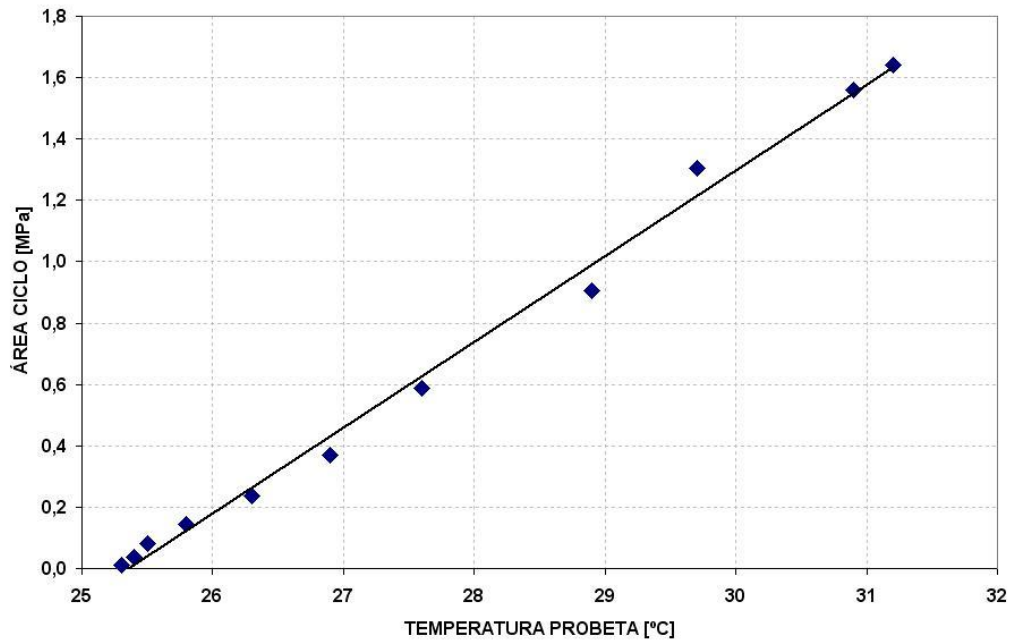


Figura 6.44: Relación Área Ciclo vs Temperatura Probeta, para ensayo de deformación creciente a 14°C

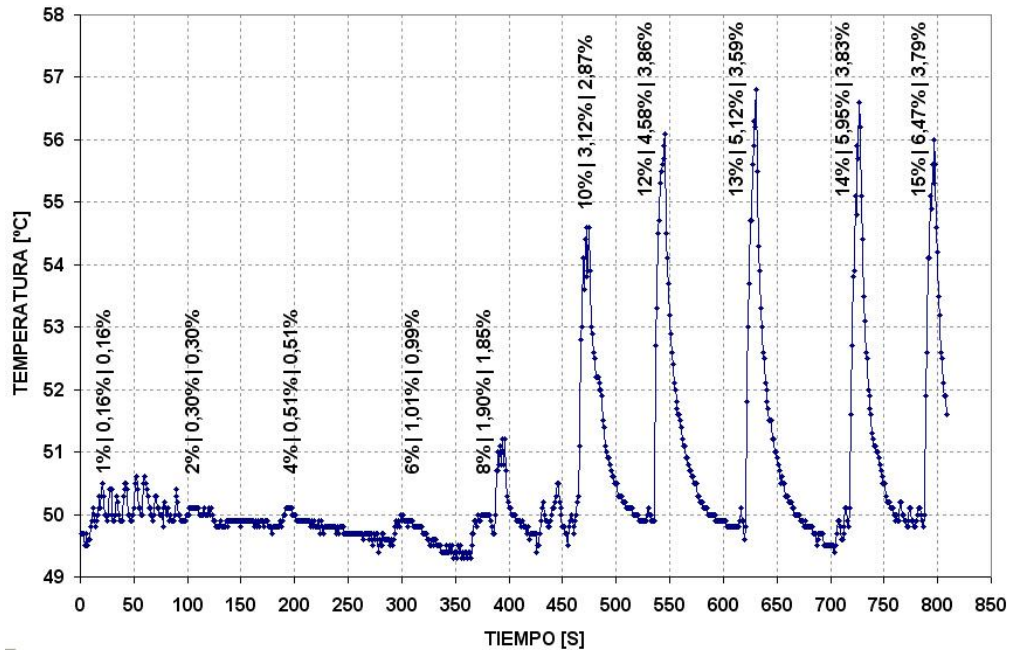


Figura 6.45: Evolución de la temperatura en ensayo de deformación creciente, 50°C

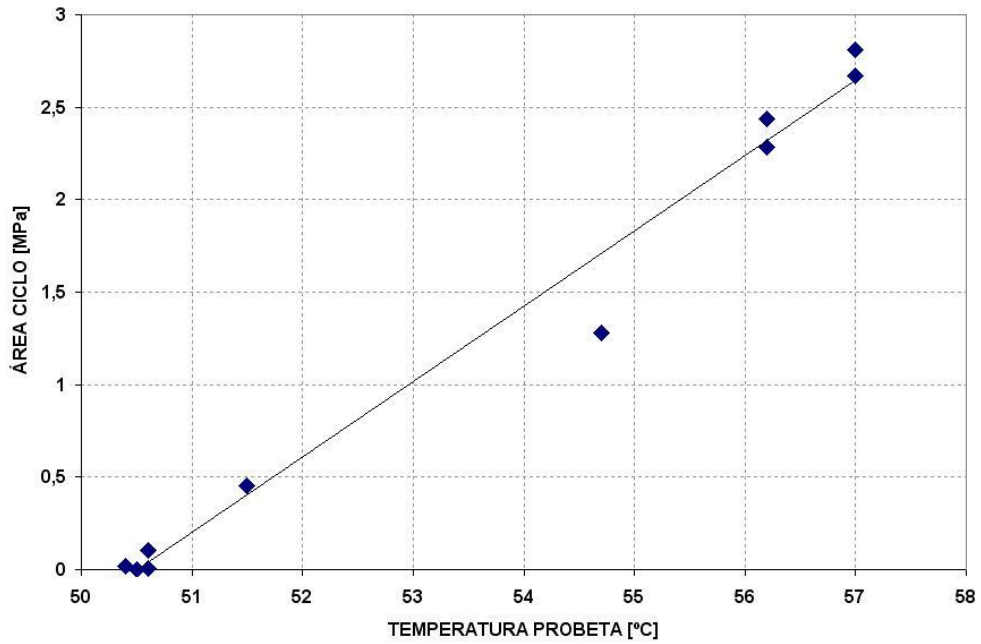


Figura 6.46: Relación Área Ciclo vs Temperatura Probeta, para ensayo de deformación creciente a 50°C

6.6.3.2 Temperatura probeta en ensayos a distintas frecuencias y número de ciclos

Las curvas de las Figura 6.47 y 6.48, ilustran la evolución de la temperatura en función del tiempo, para series de varios ciclos (n), efectuadas a diferentes frecuencias (0,1, 0,5, 1, 1,5 y 2 Hz). También se consideraron ensayos a diferentes temperaturas. Estas curvas corresponden a las experiencias presentadas, desde una perspectiva esfuerzo-deformación, en los capítulos 6.6.1.2 y 6.6.1.3. Cabe señalar que en todos los casos los datos de temperatura se captaron a una frecuencia de un dato por segundo, no siendo posible, por limitaciones del equipo empleado, aumentar dicha frecuencia.

En la Figura 6.47 se presentan resultados correspondientes a las temperaturas de: a) 13°C, b) 25°C y c) 50°C. Se emplearon series de $n=10$ ciclos, salvo en los casos de las frecuencias de 0,1 y 0,5 Hz, a la temperatura de 14°C.

Como es evidente, la mejor resolución de los ciclos de una serie, se obtuvo al trabajar con una frecuencia de ciclaje mecánico de 0,1 Hz; esto es, bajo condiciones en que se tomaban 10 datos de temperatura por ciclo mecánico. Así, para empezar, analicemos los resultados a 25 y 50°C, para las dos primeras series a cada temperatura, siempre a la frecuencia de 0,1 Hz y con $n=10$ ciclos. Así se observa que:

- Asociado al ciclaje mecánico hay claramente asociado un ciclaje térmico.
- El calentamiento observado no va más allá de 3°C, un resultado muy importante para esta memoria.
- Los resultados térmicos son bastantes similares para los dos temperaturas.
- Para una misma temperatura, la primera serie presenta una mayor amplitud térmica que la segunda. Para la primera y segunda serie, la amplitud media de la variación de temperatura es de 2 y 3 °C, respectivamente, con un error de más menos 0,25°C. No se tiene actualmente una explicación para esta diferencia.
- En una serie de ciclos térmicos, el máximo de los ciclos disminuye con el número de ciclos. También esto ocurre con el mínimo de los ciclos.
- Al final de un serie, la temperatura es menor que la ambiente (igual a la temperatura inicial de la probeta). De modo que concluido el ensayo, la temperatura de la probeta aumenta, acercándose a la ambiente.

En el caso de la serie a 0,1 Hz y temperatura de 13°C, se realizó sólo una serie y, como ya se indicó, con n sólo igual a 5. La tendencia general de esta serie reducida es bastante similar a las series ya informadas (0,1 Hz y 25 y 50°C).

Un futuro análisis conjunto de los datos de área de los ciclos esfuerzo-deformación (energía por unidad de volumen) y de los ciclos térmicos, para el caso de 0,1 Hz, podría revelar interesantes correlaciones.

El análisis de las series a frecuencias de 1 Hz y superiores, es severamente afectado por la baja frecuencia de captación de datos de temperatura. Sin embargo, las curvas obtenidas sugieren que es posible que la amplitud de los ciclos térmicos, no es significativamente afectada por la frecuencia, dentro del rango de frecuencias analizado.

Finalmente, en la Figura 6.48 se presentan resultados de series de 100 ciclos, a las frecuencias de 0,5 y 1 Hz. Aún en el marco de las grandes limitaciones impuestas por la insuficiente frecuencia en la toma de datos, parece posible formular las siguientes observaciones:

- Los primeros 10 ciclos térmicos de cada serie de 100 ciclos son bastante similares, a primera vista, a las correspondientes series observadas en la anterior Figura 6.47.
- También se observa que al final de una serie, la temperatura es inferior a la ambiente.
- Más allá de los primeros 10 ciclos, parece haber un efecto de acoplamiento de señales, con la aparición de diferentes subseries de pulsos casi idénticos.
- Para 0,5 Hz, la tendencia de las envolventes superior e inferior de estas subseries decrecen en temperatura al aumentar n .

En la Figura 6.48 b), los datos entre 260 y 340 segundos, aproximadamente, corresponden a variaciones de temperatura relacionadas con ajustes del sistema de control de temperatura.

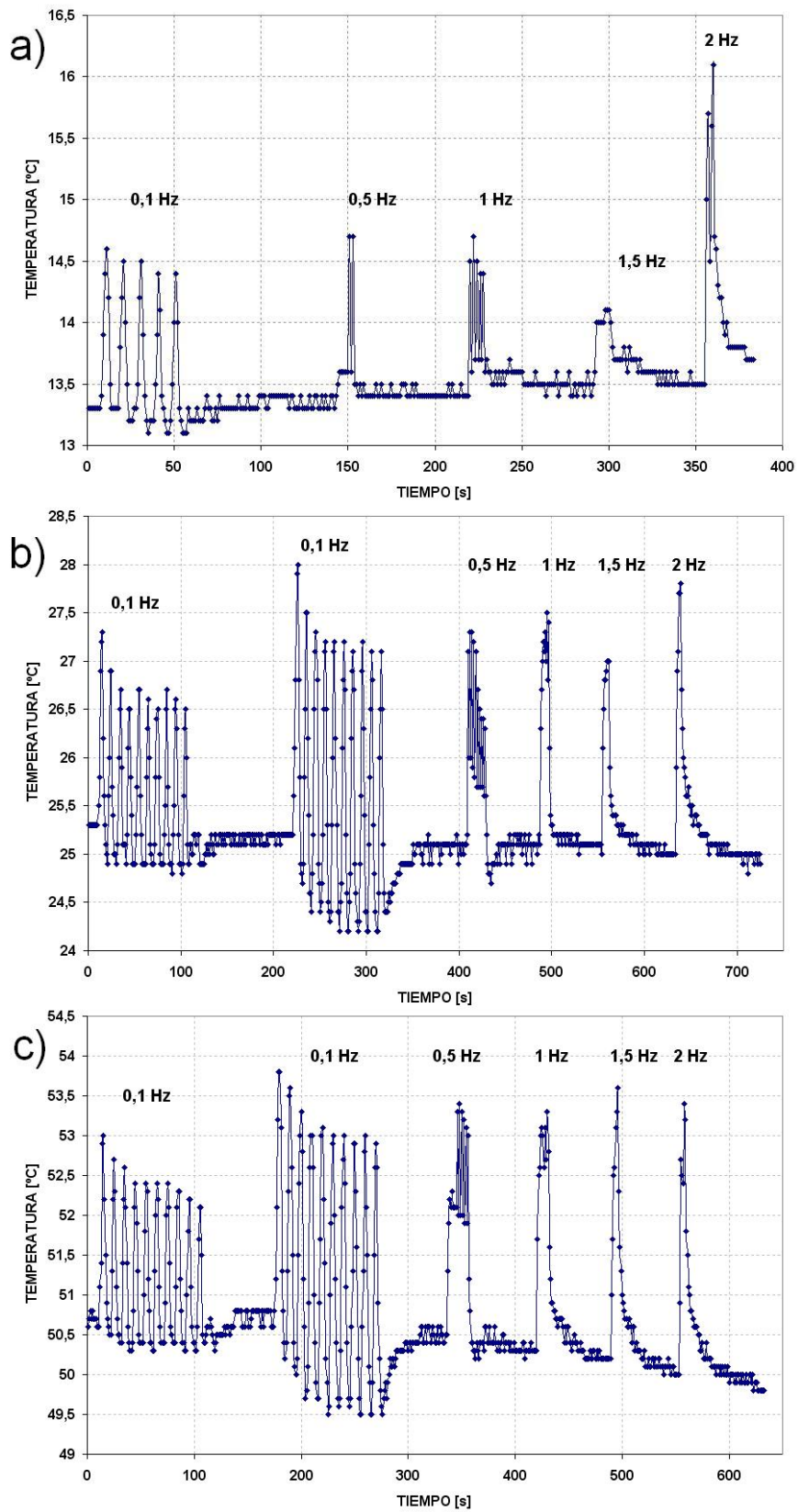


Figura 6.47: Evolución temperatura probeta en caso de frecuencia variable en única deformación nominal, para a)13°C, b)25°C y c)50°C

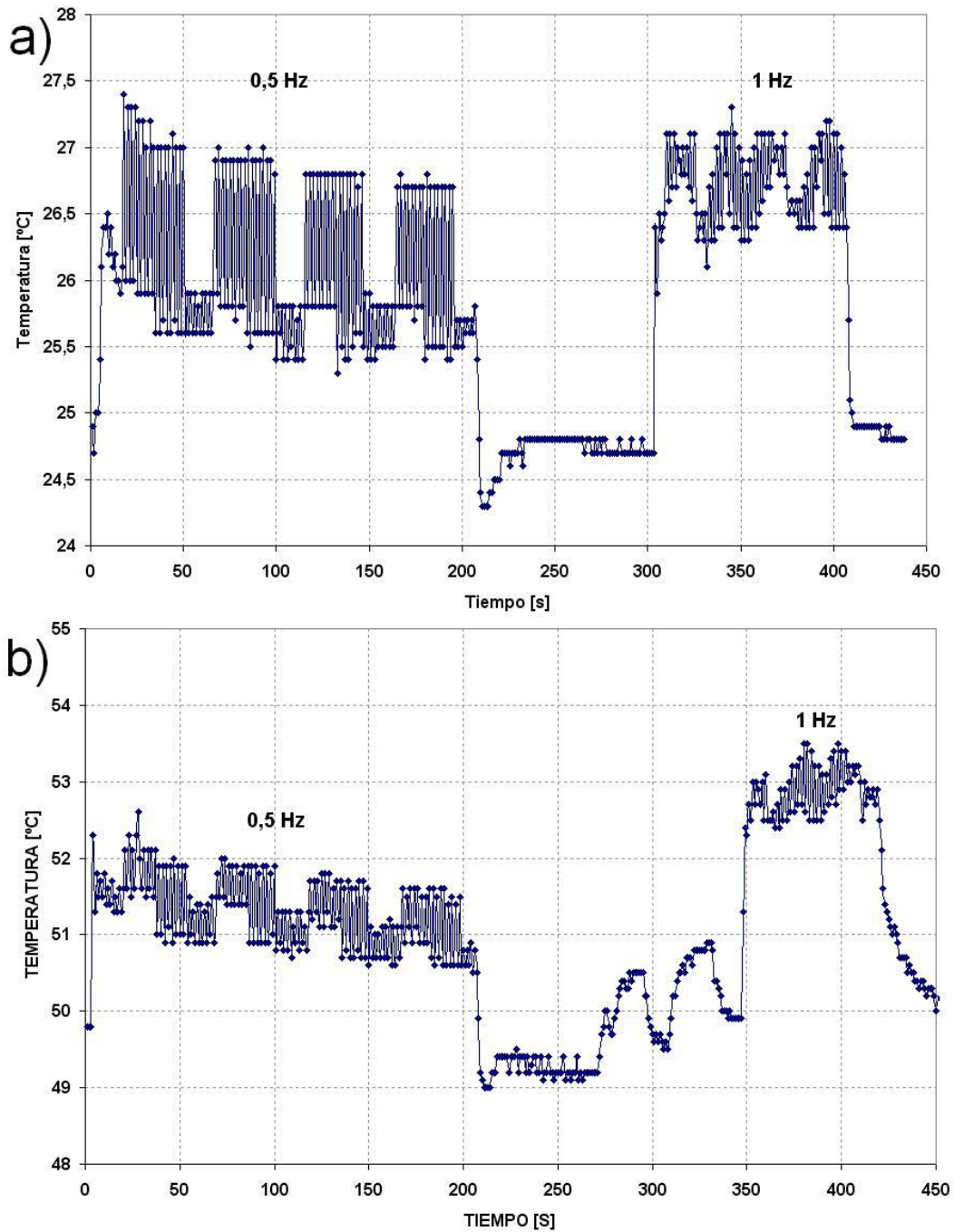


Figura 6.48: Evolución temperatura probeta en caso de ensayo 100 ciclos a única deformación nominal de frecuencias 0,5 y 1 Hz, para a)25°C y b)50°C

6.7. Estudio Fractográfico y Metalográfico de la Zona de Fractura

Se realizó un análisis metalográfico, por microscopía óptica (MO), y fractográfico, por microscopía electrónica de barrido (SEM), en la zona de fractura de cada una de las cuatro

probetas (AV02, AV08, AV03 y AV01) sometidas a tracción monotónica, a distintas temperaturas. (Las curvas de tracción de estas probetas se presentaron en la Figura 6.4).

La figura 6.49 muestra metalografías longitudinales (MO) de la zona de fractura para las cuatro temperaturas de tracción. En estas figuras se observa la microestructura presente así como aspectos de la grieta principal y secundarias. Por otra parte, las Figuras 6.50, 6.51, 6.52 y 6.53, muestran fractografías SEM de las probetas pertinentes. A continuación se expone un breve análisis de este material.

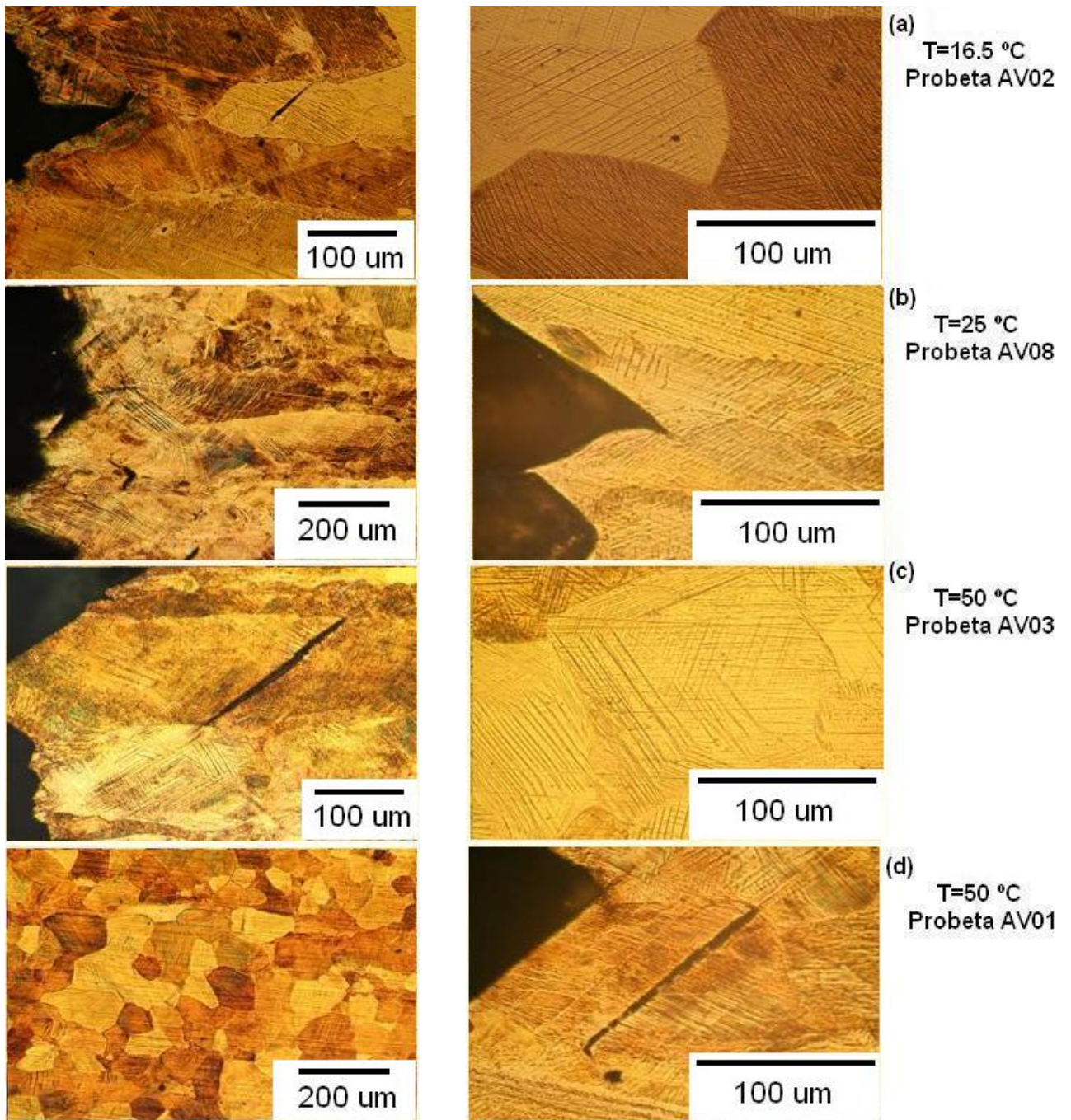


Figura 6.49: Metalografías de probetas ensayadas a tracción en la zona de fractura para distinta temperatura

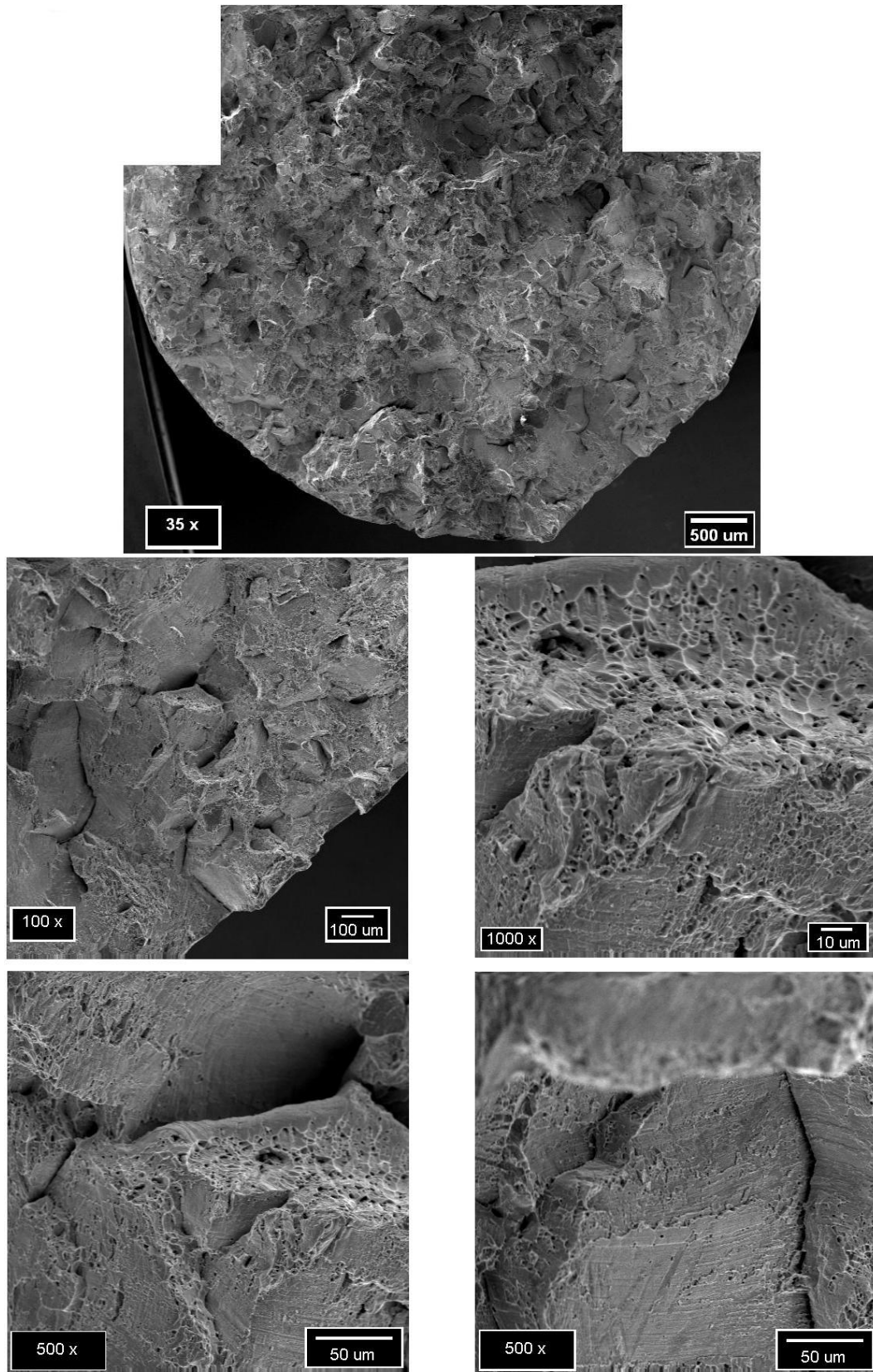


Figura 6.50: Fractografía probeta AV02, Tracción a 16,5°C

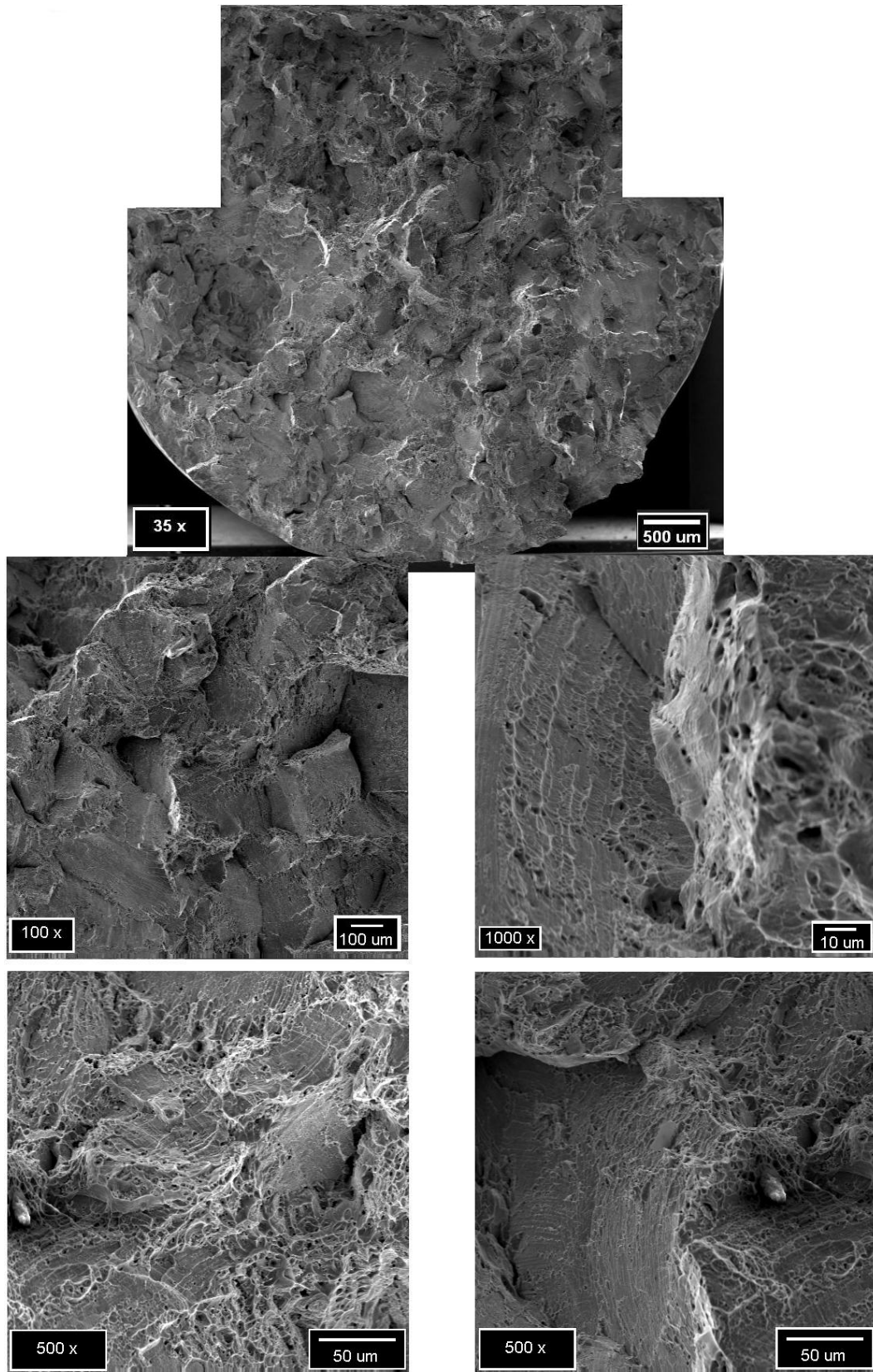


Figura 6.51: Fractografía probeta AV08, Tracción a 25°C

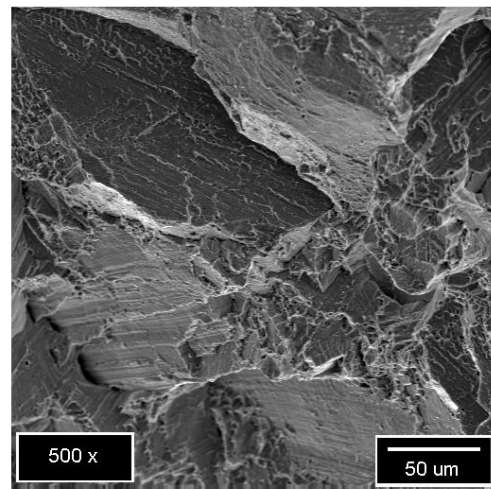
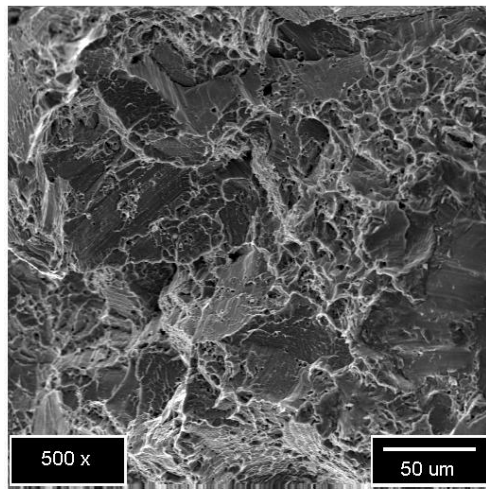
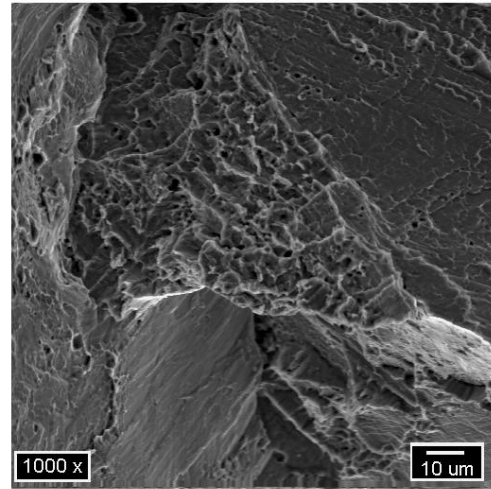
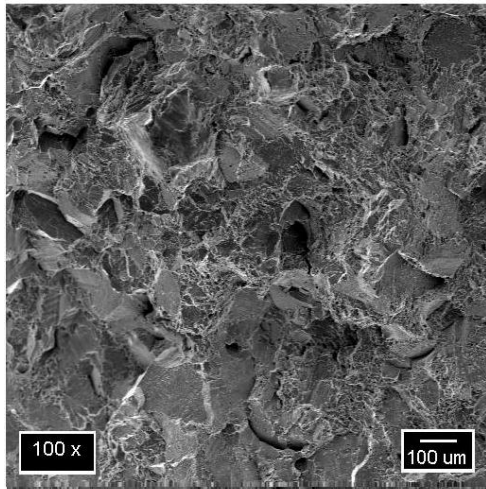
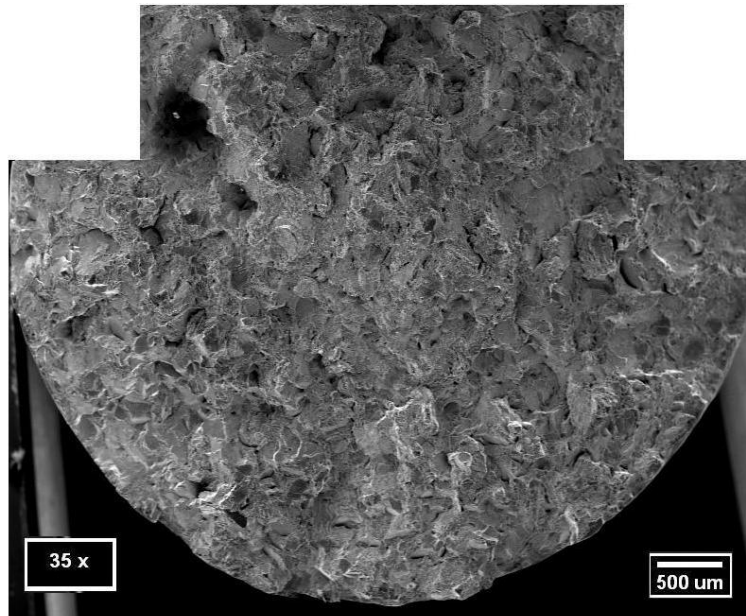


Figura 6.52: Fractografía probeta AV03, Tracción a 50°C

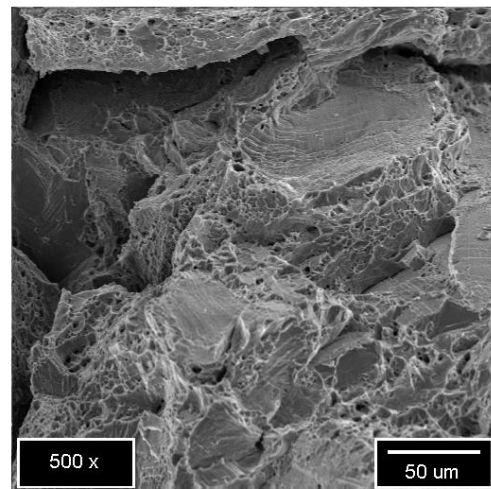
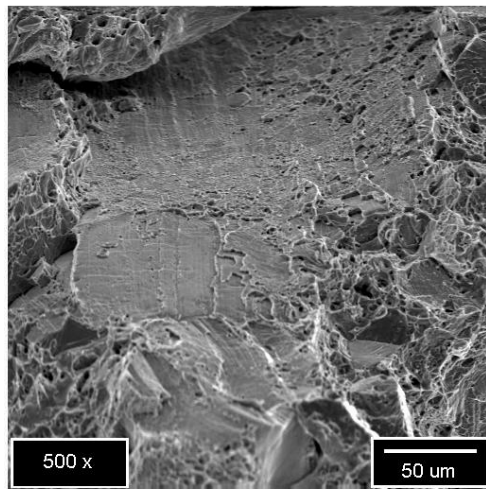
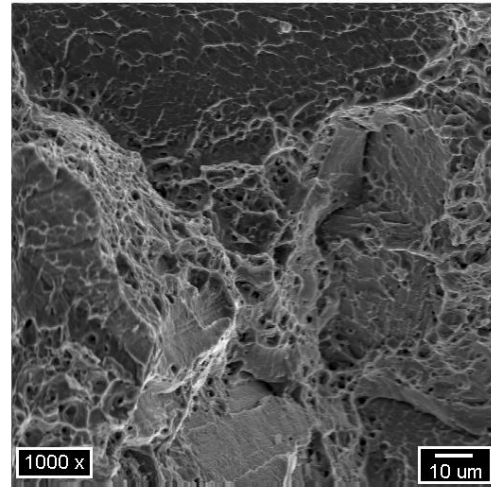
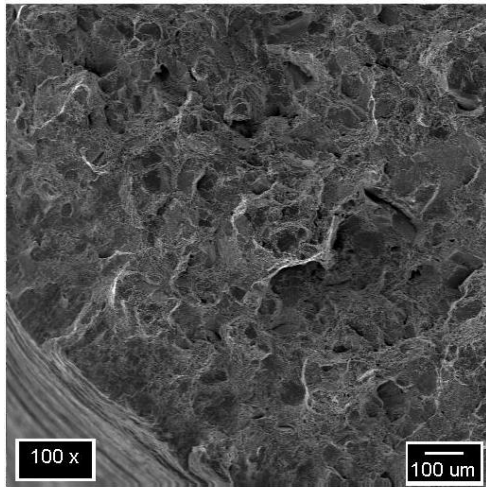
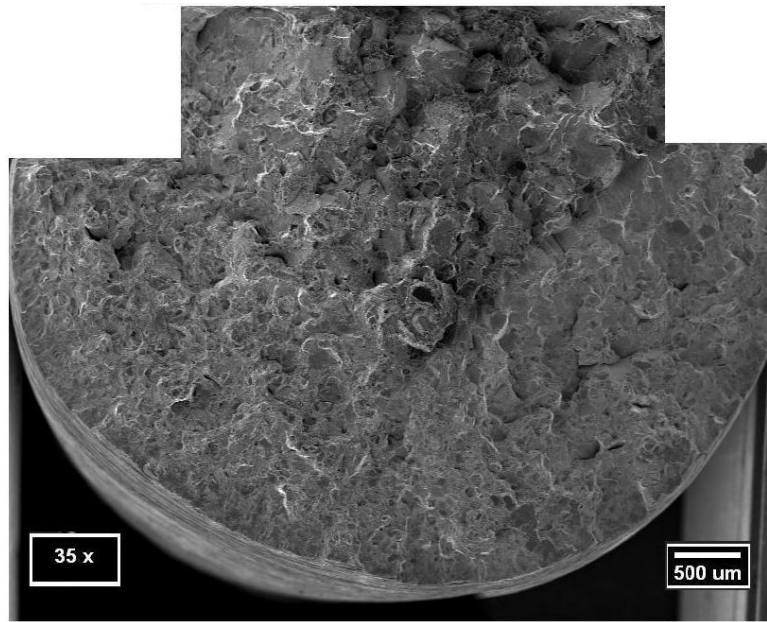


Figura 6.53: Fractografía probeta AV01, Tracción a 50°C

En las metalografías se observa que no existe diferencia cualitativa detectable entre las probetas, que particularmente difieren en la temperatura de ensayo. Los granos son alargados, con la excepción de la zona de fractura de la probeta AV01, en que los granos están recristalizados. En la zona cercana a la fractura la estructura es martensítica en todas las probetas. Lo anterior es consistente con el análisis metalográfico, presentado en el capítulo 6.5 , de zonas alejadas de la zona de fractura, en ese análisis se encontró que la estructura era martensítica.

En estas micrografías, se observan algunos granos de la fase madre austenita (ahora, de martensita) que muestran grietas de clivaje. Esto es en particularmente claro cuando se tiene un extremo de la grieta que termina dentro de un grano, ver figura . Las grietas de clivaje así observadas en general no son paralelas a las martensita próximas; por lo demás éstas últimas presentan una gran cantidad de variantes en un grano. Esto indica que el plano de clivaje debe estar ligado a la cristalografía de la fase austenítica original, de alta simetría, y que, por ende, un plano de clivaje continuo debe ser común a varias variantes martensíticas contiguas.

Hay grietas internas planas que no se pueden excluir como grietas posibles grietas de borde de grano, a pesar de que tampoco se puede afirmar lo contrario, ver Figura 6.49. La Figura 6.49(AV01) muestra claramente una grieta de clivaje paralela a un sector de la grieta principal. Además, de la grietas principal derivan grietas secundarias longitudinales planas.

Complementariamente, el estudio fractográfico por SEM muestra que existen dos mecanismos de fractura presentes en forma predominante: fractura frágil por clivaje y fractura dúctil con presencia de hoyuelos. En las superficies de clivaje se observaron algunos escalones.

Un análisis más detallado de lo observado, incluyendo un análisis fractográfico cuantitativo de la fracción asociada a cada tipo de superficie de fractura, escapa a los objetivos de esta memoria. Para dar lugar a un estudio más avanzado en el CD adjunto a la presente memoria se presentan más imágenes metalográficas y fractográficas apropiadamente identificadas.

Cabe señalar que Cristóbal Mir (Mir,2005[12]) recientemente observó los mismos tipos de mecanismo de fractura en probetas de tracción de una aleación CuAlBe superelástica.

Capítulo 7

Resumen y Conclusiones

El material inicial consistió en un lingote de 50 x 40 x 300 mm³, aproximadamente, solidificado horizontalmente. El lingote fue radiografiado, particularmente para determinar la ubicación y extensión del rechupe, y después cortado en trozos. Estos trozos fueron forjados, de modo de obtener, por torneado, cilindros de extrusión de 24 mm de diámetro y aproximadamente 40 mm de longitud. Los cilindros fueron extruidos en caliente para obtener 10 barras cilíndricas de 10mm de diámetro y unos 100 mm de longitud. Algunas de estas barras fueron sometidas a metalografías de control. De esa barra se mecanizaron probetas de tracción cilíndricas, con un diámetro útil de 7 mm y una sección útil de unos 33 mm; estas probetas tenían cabezas cilíndricas de 9 mm de diámetro.

El análisis químico del lingote reveló una composición cercana, aunque no idéntica, a la composición de referencia (composición Bariloche). Por análisis de calorimetría diferencia de barrido, de una probeta templada desde los 850°C y con un tamaño de grano de algunos milímetros se determinó $A_f = 22^\circ\text{C}$. La metalografía del material extruido reveló una microestructura austenítica semirrecristalizada, con coexistencia de grandes granos alargados (típicamente de 100 mm de diámetro y 1000 mm de longitud) no recristalizados y de granos equiaxiales recristalizados (80-100 micrones).

En los ensayos de tracción estática y dinámica que se abordan a continuación las experiencias eran controladas por avance del cabezal y se medía la deformación de la probeta con un extensómetro. También se medía la temperatura de la probeta con una termocupla superficial fijada con un elástico.

Se realizaron cuatro ensayos de tracción estática a 16,5°C (un ensayo), 25°C (un ensayo) y 50°C (dos ensayos). Tres de esos ensayos mostraron una evolución continua con la temperatura y módulos de Young entre 42.000 y 47.000 MPa, y un aumento del esfuerzo de transformación al aumentar la temperatura (48, 50 y 85 MPa, respectivamente). Una cuarta probeta, ensayada a 50°C, mostró un comportamiento bastante diferente, particularmente con un módulo de Young próximo a 170.000 MPa. Se observaron deformaciones a la fractura (con carga) comprendidas entre 4,5 y 6,5 %.

A cada probeta traccionada se le hizo metalografías en una zona lejana a la fractura (de deformación uniforme). Se observó una estructura de granos semirrecristalizados similar a lo observado en las limitadas metalografía de control ya comentadas; en este caso, debido a la alta deformación impuesta, la estructura era martensítica.

Durante los ensayos de tracción se midió la evolución de la temperatura con la deformación. Estos ensayos preliminares llevan a proponer realizar nuevas experiencias de este tipo, en aleaciones superelásticas, con el equipamiento disponible.

El análisis fractográfico, por microscopía electrónica de barrido reveló la acción de dos mecanismos de fractura transgranular. En efecto algunas zonas presentaron fractura tipo de clivaje y otras por hoyuelos. Se recopiló suficientes fractografías como para, más allá de este trabajo, realizar un análisis por fractografía cuantitativa. También se tienen metalografías longitudinales de la zona de fractura, mostrando grietas de clivaje que se propagan con independencia de la orientación de las colonias de martensita próximas.

Las principales actividades y resultados de este estudio de una aleación CuZnAl se exponen a continuación.

Para los ensayos de tracción dinámica, se concluye:

1. En ensayos de tracción dinámica para distintos valores de la deformación impuesta, realizados a tres temperaturas (14, 25 y 50°C), a 1 Hz y con 10 ciclos por serie a cada amplitud deformación, se observó:
 - a) Existe una razonable similitud entre la envolvente de los ensayos cíclicos y la respectiva curva de tracción.
 - b) El valor de deformación correspondiente a la cota superior del rango superelástico está entre 1 y 2,1, para temperaturas de ensayo superiores a Af.
 - c) El coeficiente de amortiguamiento Beta 2 presenta una tendencia predominantemente creciente al aumentar la deformación impuesta.
 - d) Los mayores valores del coeficiente de amortiguamiento β_2 se obtienen en el rango de deformaciones postsuperelásticas, donde hay deformaciones permanentes (en el primer ciclo de una serie), y luego ciclos de histéresis superelástica.
2. En los ensayos dinámicos anteriores se observó que existe una relación lineal entre la temperatura alcanzada en la probeta y el área del respectivo ciclo de histéresis superelástico. En el caso de series realizadas a deformaciones post superelásticas, donde hay deformación remanente en el primer ciclo, el área de ese primer ciclo no superelástico también debe ser considerada para el análisis del aumento de temperatura.
3. En ensayos de tracción dinámica para distintos valores de frecuencia (0,1, 0,5, 1, 1,5 y 2)y una similar amplitud de deformación impuesta, realizados a distintas temperaturas (13, 25 y 50°C), y con 10 ciclos por serie para cada amplitud deformación, se observó que:
 - a) Al crecer la frecuencia, el módulo secante disminuye.

- b) La temperatura de la probeta aumenta con el ciclaje mecánico en hasta 4°C. La frecuencia no parece afectar significativamente el valor de este aumento, en el rango de estudio.

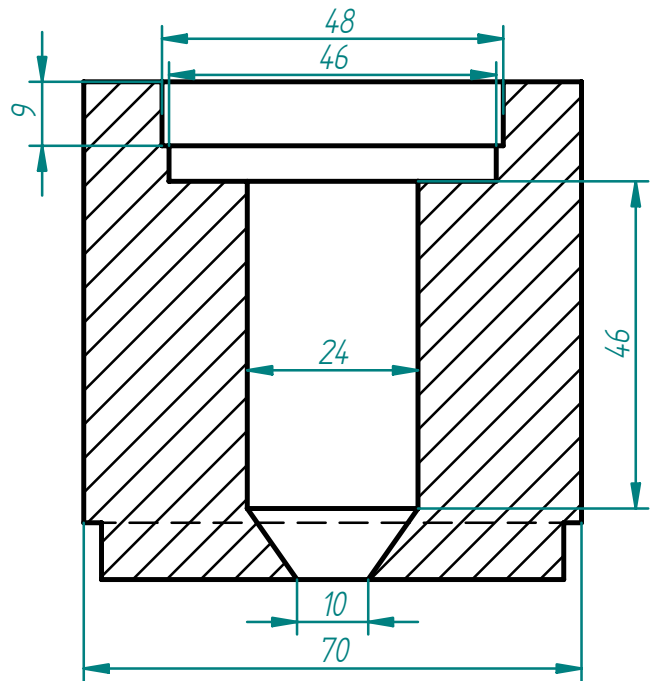
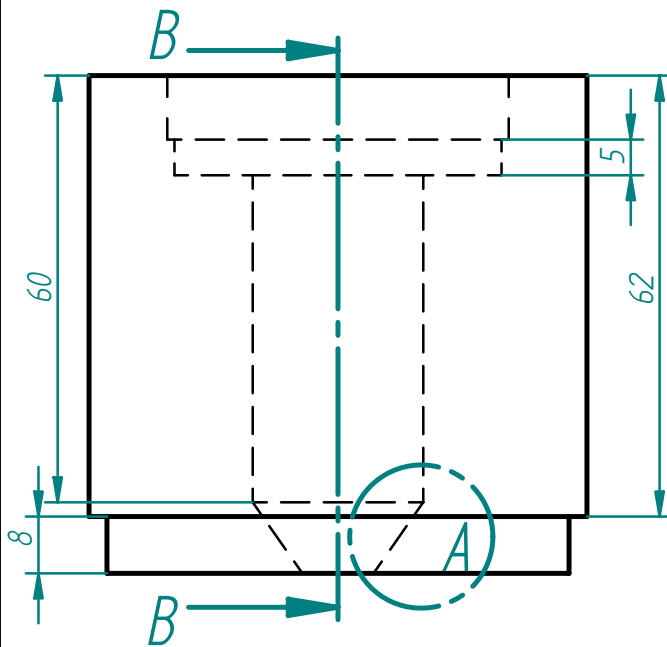
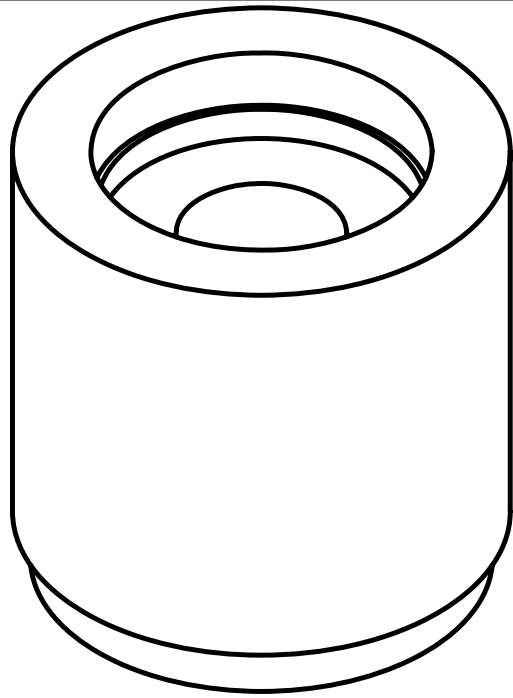
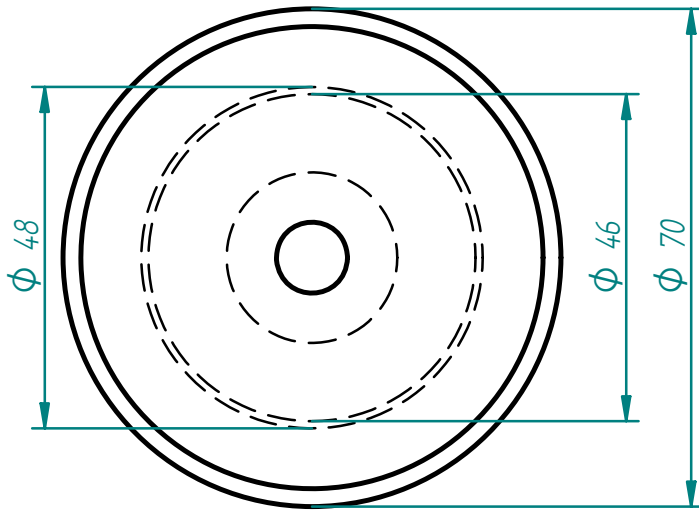
Bibliografía

- [1] Otzuka K. & Wayman C. M. (1998) "*Shape Memory Materials*". Cambridge University Press, Cambridge
- [2] Reed- Hill, Robert E. (1967) "*Principios de la metalurgia física*". Compañía Editorial Continental S. A., Mexico.
- [3] Dieter, George E. (1967) "*Metalurgia Mecánica*". Aguilar S. A. de ediciones Juan Bravo, España.
- [4] Gere, James & Timoshenko, Stephen (1984) "*Mecánica de Materiales - Segunda Edición*". Grupo editorial Iberoamerica S.A, Mexico.
- [5] Smith, W. (2004) *Çiencia e ingeniería de materiales*". Editorial Mc Graw Hill, 3º Edición, Madrid.
- [6] Saavedra, Alvaro (2006) Titulo Tentativo:" *Caracterización de probetas laminadas de aleación CuZnAl para usar como disipadores de energía sísmica*". Memoria para optar al título de Ingeniero Civil, Universidad de Chile, Chile.
- [7] Muñoz, Rodrigo (2004) "*Microestructura y comportamiento mecánico de aleaciones base cobre superelásticas sometidas a distintos tratamientos termomecánicos*". Memoria para optar al título de Ingeniero Civil Mecánico, Universidad de Chile, Chile.
- [8] Saldivia, Rodrigo (2000) "*Fabricación y ensayo de barras de cobre con memoria de forma (SMA) superelásticas*". Memoria para optar al título de Ingeniero Civil, Universidad de Chile, Chile.
- [9] Golott, Paris (2002) "*Fabricación y ensayo de una aleación de cobre superelástica*". Memoria para optar al título de Ingeniero Civil, Universidad de Chile, Chile.
- [10] Monsalve, A. (1990) *Desarrollo de aleaciones con Memoria de Forma* Tesis para optar al grado Magister en ciencias de la Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile
- [11] Pedrasa, Francisca Andrea (2005) "*Fabricación y ensayo de alambres de aleaciones CuZnAl con memoria de forma (SMA) Superelástica*". Memoria para optar al título de Ingeniero Civil, Universidad de Chile, Chile.
- [12] Mir, Cristobal (2005) *.Efecto del tamaño de grano y temperatura, sobre el comportamiento superelástico de una aleación CuAlBe*". Memoria para optar al título de Ingeniero Civil Mecánico, Universidad de Chile, Chile.
- [13] Astudillo, Pablo (2004) *Çomportamiento mecánico a la fatiga de materiales compuestos base cobre reforzados con carburo de tungsteno*".Memoria para optar al título de Ingeniero Civil Mecánico,Universidad de Chile, Chile.

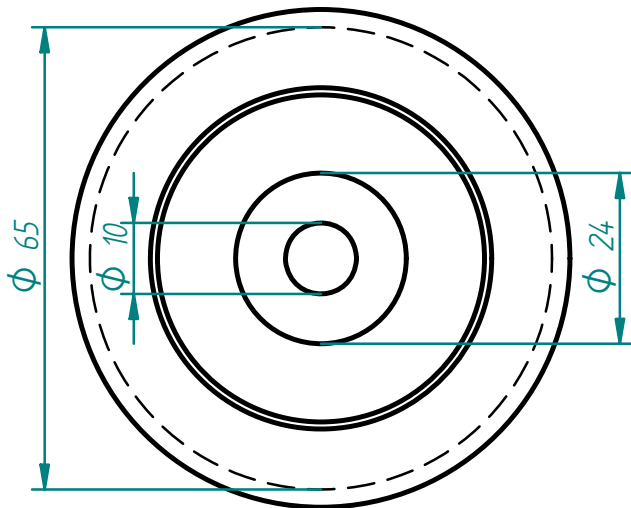
- [14] Montecinos, Susana; Moroni, Maria Ofelia; Sepulveda, Aquiles (2005) "*Superelastic behavior and camping capacity of CuAlBe alloys*". Submitted for publication, March 2005, J. of Materials Science and Engineering A.
- [15] Chopra, A. (2001)"*Dynamics of structure, theory and aplications to eartquake engi-neering*". Second Edition.
- [16] DesRoches, R.; McCormick, J.; Delemont, M.(2004) " *Cyclic properties of superelas-tic shape memory alloy wire and bars*".Journal of Structural Engineering, Vol 130, N°1,p.38-46, January 2004
- [17] Enciclopedia Digital Wikipedia en español. <http://es.wikipedia.org/>
- [18] Enciclopedia Digital en español. <http://enciclopedia.us.es/>

Apéndice A

Planos Matrices de Extrusión

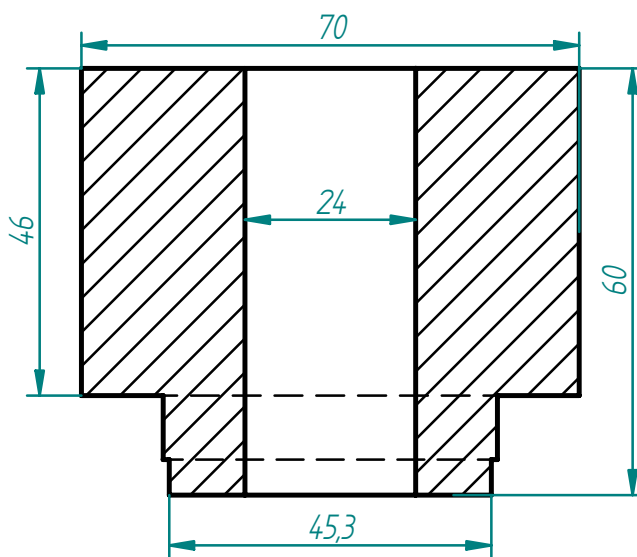
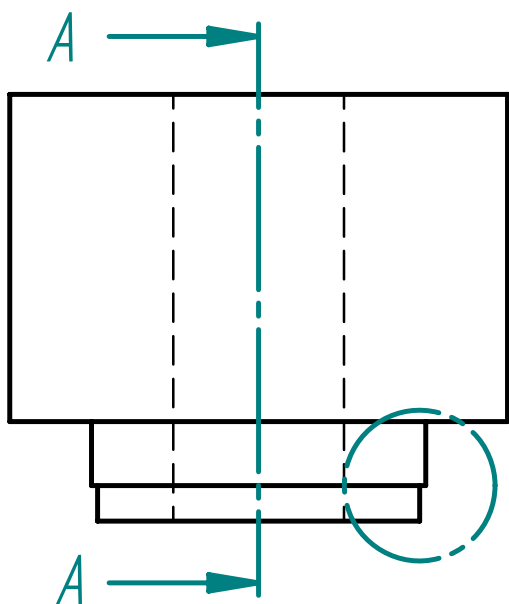
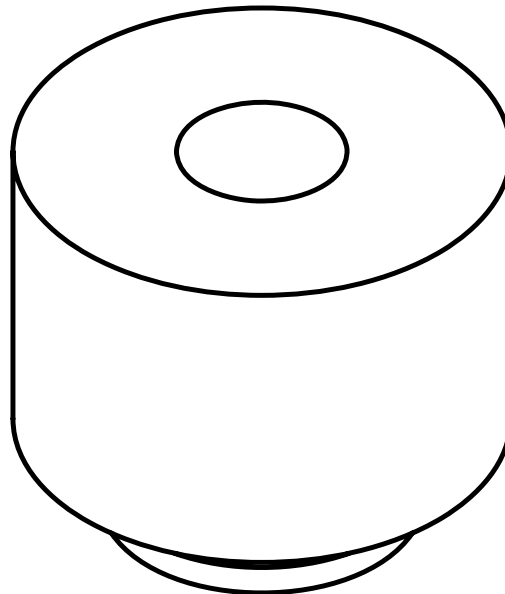
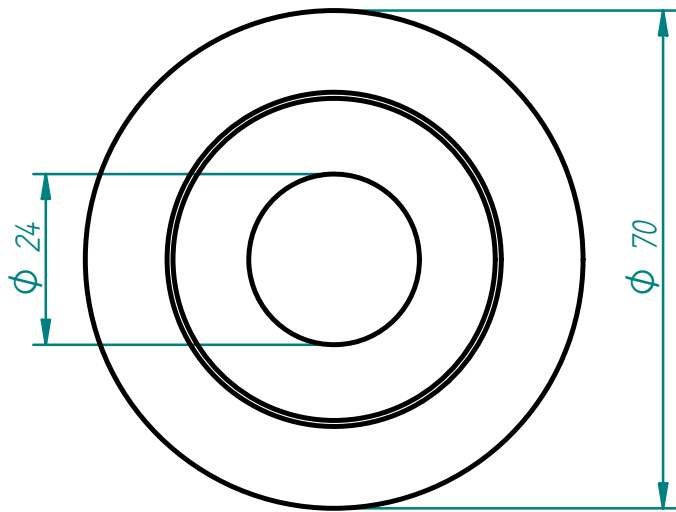


CORTE B-B

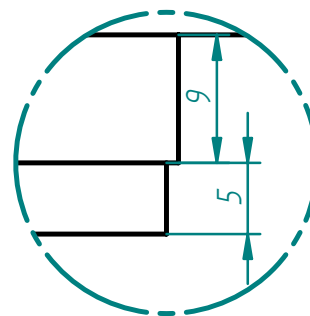
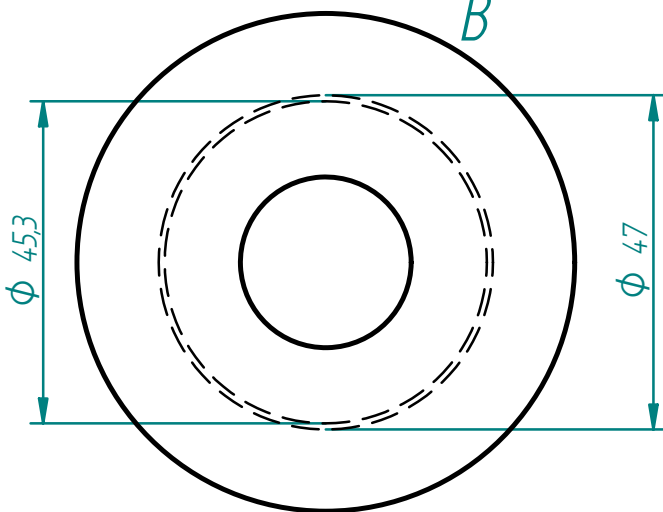


DETALLE A
1:1

ESCALA 1:1	PLANO: 01	MATERIAL: ACERO SAE H10			
MATRIZ DE EXTRUSIÓN Sufridera		DEPARTAMENTO DE INGENIERIA CIVIL MECANICA UNIVERSIDAD DE CHILE			
SOLID EDGE ACADEMIC COPY		Proyecto: Armando Vera S. Dibujo: Armando Vera S. Reviso: Armando Vera S.			



CORTE A-A



DETALLE B

ESCALA 1:1

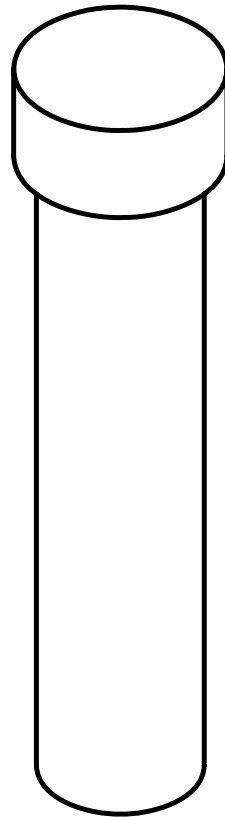
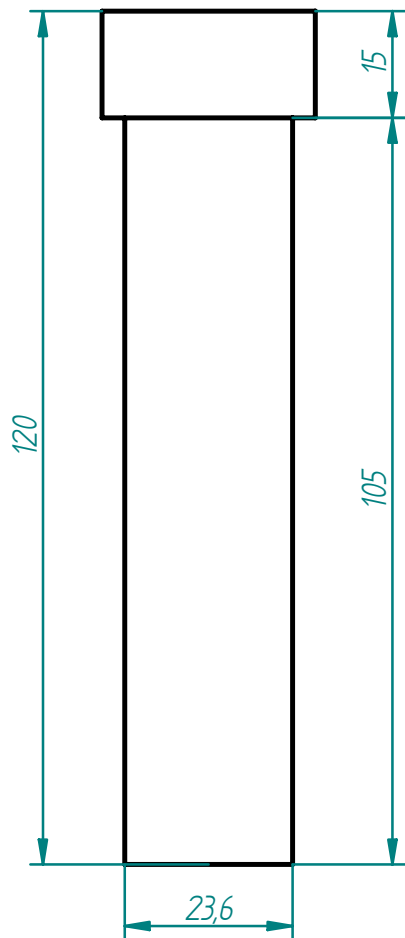
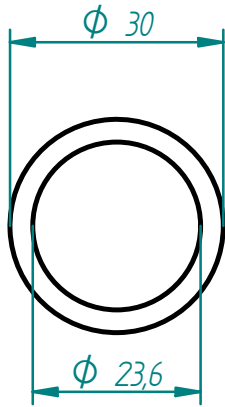
PLANO: 01

MATERIAL: ACERO SAE H10

SOLID EDGE MATRIZ DE EXTRUSIÓN Guía Superior

DEPARTAMENTO DE INGENIERIA CIVIL MECÁNICA
UNIVERSIDAD DE CHILE

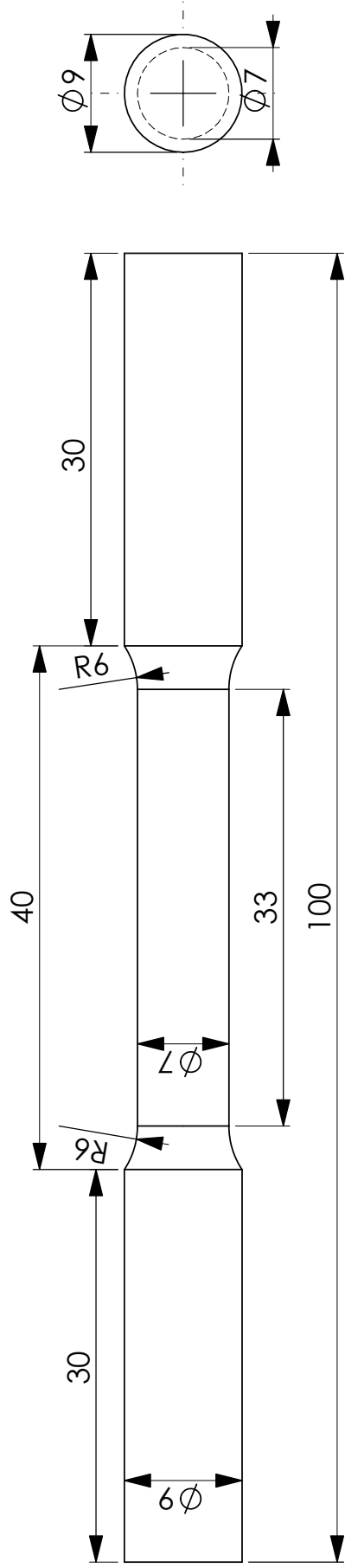
Proyecto: Armando Vera S.
Dibujo: Armando Vera S.
Reviso: Armando Vera S.



ESCALA 1:1	PLANO: 01	MATERIAL: ACERO SAE H10			
MATRIZ DE EXTRUSIÓN Punzón		DEPARTAMENTO DE INGENIERIA CIVIL MECÁNICA UNIVERSIDAD DE CHILE			
SOLID EDGE		Proyecto: Armando Vera S. Dibujo: Armando Vera S. Reviso: Armando Vera S.			

Apéndice B

Plano Probeta de Ensayo



Escala 1: 0.5

Probeta
Ensayo tracción
Ensayo cíclico

Alumno: Armando Vera Stuardo

Todas las unidades en milímetros

Apéndice C

Programa Equipo MTS de Ensayo Estático y Ensayo Dinámico

Ready
LIST

CICLIC MTS 773 MU BASIC V02.06A

```
10 REM ***** ENSAYE DE CARGA CICLICA(POR DEFORMACION) SMA *****
20 REM
30 SETDIM A(1000,3)
40 PRINT '----- ANTECEDENTES DEL ENSAYE -----'\ PRINT
50 PRINT TAB(15)'**** INSTRUCCIONES DE ENSAYE **** '\ PRINT
60 PRINT TAB(22)'CONTROL MODE EN DEFORMACION ?'\ PRINT
70 PRINT \ PRINT \ PRINT
80 PRINT
90 PRINT 'L(mm) entre mordazas = '\ INPUT L
100 PRINT 'l(mm) extensometro = '\ INPUT L2
110 PRINT 'Diametro (mm) = '\ INPUT D \ D=D/10
120 PRINT \ PRINT
130 PRINT 'FRECUENCIA [Hz] '\ INPUT F
140 PRINT 'CICLOS '\ INPUT N
150 PRINT 'AMPLITUD MINIMA [%] '\ INPUT R1
160 PRINT 'AMPLITUD MAXIMA [%] '\ INPUT R2
170 PRINT
180 F8=3.1416/4*D*D
190 E1=50*101.972 \ REM CANAL 1 EN 50KN
200 E2=1.2739 \ REM CANAL 2 EN 20% (IDIEM)
210 E3=10 \ REM CANAL 3 EN 10mm
220 REM
230 PRINT 'SI ESTA LISTO, RETURN '\ INPUT R1$
240 IF R1$<>" THEN 230
250 R1=R1/100*L2/E3
260 R2=R2/100*L2/E3
270 T1=1/(45*F) \ REM dT ENTRE LECTURAS PARA 45 PUNTOS/CICLO
280 T8=1/(2*F) \ REM SEMI PERIODO DE ENSAYO
290 FGGO \ CKTIME(1,0,T2) \ ETIME
300 TIMED(1,A,,1,T1/T2,2,3)
305 ADINIT \ ADGO
310 FOR J=1 TO N
330 FGARB(1,'S', TIME T8,R1)
340 FGARB(1,'S', TIME T8,R2)
350 FGSTATUS(1,T) \ IF T<>0 THEN 350
360 NEXT J
370 FGIMMED(1,'S', TIME T8,0)
375 FGSTOP \ ADSTOP
380 ELEAR(A)
390 PRINT 'NOMBRE DEL ARCHIVO = '\ INPUT A7$
400 OPEN "DU0:"&A7$ FOR OUTPUT AS FILE #1 FILESIZE 400
410 FOR I=1 TO 1000
420 PRINT #1,A(I,3)*E3/L,A(I,2)*E2/L2,A(I,1)*E1/F8
430 IF A(I,1)=0 THEN GO TO 450
440 NEXT I
450 CLOSE #1
460 STOP
```

Ready
OLD NC

Ready
LIST

NC MTS 773 MU BASIC V02.06A

```
10 SETDIM A(1000,3)
20 REM PROGRAMA PARA COMPRESION NO CONFINADA
30 PRINT \ PRINT
40 PRINT " FONDO DE ESCALA CANAL DE CARGA [KN] = "; \ INPUT E1
45 E2=1.2739
50 PRINT " FONDO DE ESCALA CANAL DEFORMACION mm= "; \ INPUT E3
60 PRINT \ PRINT
70 DEF FNA(X)=INT(X*1000+.5)/1000
80 KBINT(' ',1, LINE 300 ) \ KBENB
100 Y=E1/2
110 X=E3/2
120 PRINT " SI ESTA LISTO RETURN"
130 INPUT Z$ \ IF Z$<>"" THEN 120
140 FOR I=1 TO 10 \ ADIMMED(1,A) \ ADIMMED(3,C) \ A1=A1+A \ C1=C1+C \ NEXT I
150 A1=A1/10 \ C1=C1/10
160 GOSUB 2000
200 C=1
210 ADIMMED(1,A) \ ADIMMED(2,B) \ ADIMMED(3,D)
215 A(C,2)=B*E2
220 A(C,1)=(A-A1)*E1 \ A(C,3)=(D-C1)*E3
260 FOR I=1 TO 500 \ NEXT I
270 PLOT(1,A(C,3),A(C,1))
280 C=C+1
290 GO TO 210
300 GOSUB 1000
310 GO TO 100
320 REM
330 REM
1000 VTMODE
1010 PRINT "NOMBRE DEL ARCHIVO"; \ INPUT N0$
1020 OPEN "DU0:"&N0$ FOR OUTPUT AS FILE #1 FILESIZE 400
1030 FOR I=1 TO C-1
1040 PRINT #1,FNA(A(I,3)),FNA(A(I,2)),FNA(A(I,1))
1050 NEXT I
1060 CLOSE
1070 GO TO 80
2000 REM===== EJES =====
2010 VTMODE \ TEKMODE
2020 SCALE(1,0,0,X,0,Y) \ AXES(1,0,0) \ AXES(1,1000,1000)
2030 LABEL(1,'DEFORMACION mm','FUERZA KN',X/10,Y/10,0)
2040 RETURN
```

Apéndice D

Subrutinas de Matlab

RUTINA PRINCIPAL, CAPTURA Y ENTREGA DE DATOS

```
function [res,elast,E0,EDisi,datocalculo,nc,pci]=Amalambre(reg);
% [resultados,datoscalculo,nciclos,posicion ciclos]=Amalambre(reg)

def=reg(:,1); % %
tens=reg(:,2); % [Mpa]

datocalculo=[def tens];

% calculos E,B
[nc,pci]=Aciclos(def);

t=tens(pci(1):pci(2)); %la columna tension de una ciclo
d=def(pci(1):pci(2));%la columna deformacion de una ciclo
[e(1),es(1),b1(1),b2(1),b3(1),E0(1),marea(1),Aenvol(1),A(1),EDisi(1),x,y]=Aaisla2b(t,d);
mx=x;
my=y;
for i=3:nc,
    t=tens(pci(i-1):pci(i));
    d=def(pci(i-1):pci(i));
    [e(i-1),es(i-1),b1(i-1),b2(i-1),b3(i-1),E0(i-1),marea(i-1),Aenvol(i-1),A(i-1),EDisi(i-1),x,y)=Aaisla2b(t,d);
    mx=[mx; x];
    my=[my; y];
end
disp('RESULTADOS L5A1')
disp(' AMORT_B1 AMORT_B2 AMORT_B3 AREA AREAEnv Area_Trian
AREA_rect EDisip')
disp(' [%] [%] [%] [Mpa] [Mpa [Mpa] [Mpa] [] ')

res=[b1' b2' b3' marea' Aenvol' A' E0' 100*EDisi']
disp(' MODULO_ELASTICO MODULO_ELASTICO_SECANTE')
disp(' [Mpa] [Mpa]')

elast=[e' es']

% Grafico de Ciclos (en Excel)
%
% plot(def*100,tens),grid;
% axis([0,5,0,450])
% title('ENSAYO DE TRACCION L5A1')
% xlabel('DEFORMACION [%]')
% ylabel(' TENSION [Mpa]')
% legend('Largo Inicial Probeta 73.75 [mm]', 'Largo Final Probeta 73.73
[mm]', 'Temperatura 18°C', 'Diametro Inicial Probeta 2.95 [mm]',4);
%

% Grafico con todos los ciclos llevados al origen
```

```

%
% plot(mx*100,my),grid
% axis([0,5,0,450])
% title('ENSAYO DE TRACCION L5A1 - TODOS LOS CICLOS AL ORIGEN')
% xlabel('DEFORMACION [%]')
% ylabel('TENSION [Mpa]')
% legend('Largo Inicial Probeta 73.75 [mm]','Largo Final Probeta 73.73
[mm]','Temperatura 18°C','Diametro Inicial Probeta 2.95 [mm]',4);

en_cero=[mx my]

```

RUTINA DE CICLO MÁXIMO Y MINIMO

```

function [ncil,pcil]=Aciclos(reg);
% [numero de ciclos,puntos de cada ciclo]=ciclos(reg)
%
% CRITERIO MAXIMOS

reg=detrend(reg,'constant');
n=length(reg);
max=reg(1);
i2=1;
for i=2:n-1,
    b1=(reg(i)>max)&(reg(i+1)<reg(i));
    if b1==1
        at(i2)=i;
        max=reg(i);
        i2=i2+1;
    elseif reg(i)<0
        max=0;
    end;
end

ncil=length(at);
pcil=at;

```

RUTINA OBTENCIÓN DE VARIABLES Y GRAFICOS

```
function [e,es,b1,b2,b3,E0,marea,Aenvol,AT,EDisi,x,y,A]=Aaisla2b(f,d)
% function [Modulo de elasticidad, modulo de elasticidad secante,b,area]=Aaisla2(t,d)
%
% calculo de E, Es y beta para Aleacion CuZnAl
% f vector de tensiones, d vector de deformacion
%
```

```
% calculo de E secante (de max a min)
```

```
%
fmx=max(f);
fmn=min(f);
dmx=max(d);
dmn=min(d);
es=(fmx-fmn)/(dmx-dmn);
```

```
% llevado al origen
```

```
x=d-dmn;
y=f-fmn;
ymx=max(y);
xmx=max(x);
[d f]
```

```
% Grafico de 1 ciclo en la posicion original
```

```
% plot(d*100,f),grid;
% axis([0,5,0,450])
% title('PROBETA L5A ENSAYO DE TRACCION L5A1 1 CICLO')
% xlabel('DEFORMACION [%]')
% ylabel(' TENSION [Mpa]')
% legend('Largo Inicial Probeta 73.75 [mm]','Largo Final Probeta 73.73 [mm]','Temperatura 18°C','Diametro Inicial Probeta 2.95 [mm]',4);
```

```
% Grafico de 1 ciclo llevado al origen
```

```
%
plot(x*100,y),grid;
axis([0,5,0,450])
title('PROBETA L5A ENSAYO DE TRACCION L5A1 - 1 CICLO LLEVADO AL ORIGEN')
xlabel('DEFORMACION [%]')
ylabel(' TENSION [Mpa]')
legend('Largo Inicial Probeta 73.75 [mm]','Largo Final Probeta 73.73 [mm]','Temperatura 18°C','Diametro Inicial Probeta 2.95 [mm]',4);
```



```

%calculo de E desde el origen
%
fmx=max(f);
dmx=max(d);
e=(fmx)/(dmx);

%
% calculo area dentro del ciclo
np=length(f);
p=0;
n=0;
for i2=1:np-1;
    p=f(i2)*d(i2+1)+p;
    n=d(i2)*f(i2+1)+n;
end
p=f(np)*d(1)+p;
n=d(np)*f(1)+n;
marea=abs((p-n)/2);

% calculo area de la envolvente
Aenv=0;
n=floor(np/2);
% m=n-1;
%f(m);
for i3=n:np-1,
    Aenv=abs(f(i3)*(d(i3+1)-d(i3))+f(i3+1)-f(i3))*(d(i3+1)-d(i3))/2)+abs(Aenv);
end
Aenvol=Aenv;

E0=(fmx-fmn)*(dmx-dmn); %area del rectangulo ocupado por Francisca
EDisi=marea/E0; %Cuociente ocupado por Francisca

%
% calculo b [%] correspondiente a (2*area)/(pi*(fmax-fmin)*(emax-emin))
fm=abs((fmx-fmn)/2);
dm=abs((dmx-dmn)/2);
b1=100*marea/(2*pi*fm*dm);

% calculo b [%] correspondiente a (area)/(2pi*area envolvente)
b2=100*marea/(2*pi*Aenvol);

% calculo b [%] correspondiente a (2*area)/(pi*(f)*(e))
AT=abs(ymx*xmx/2);
b3=100*marea/(2*pi*AT);

```

Apéndice E

Curva de Tracción Extensómetro y Cabezal

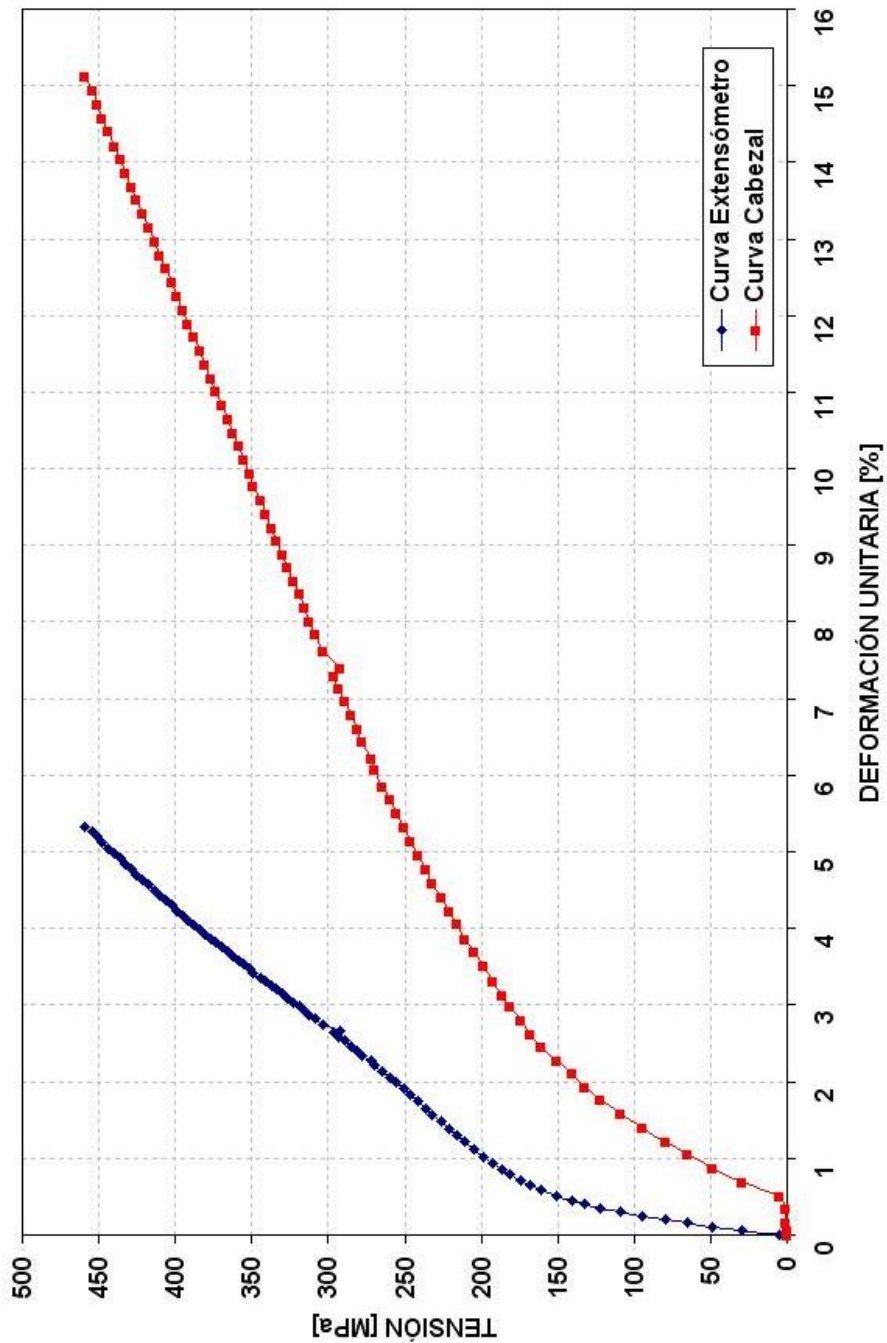


Figura E.1: Ensayo tracción estático curvas de Extensómetro y Cabezal, 16,5°C 126