

T
641.33
OREL



**ESCUELA SUPERIOR
POLITECNICA DEL LITORAL
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA**

**“Límite Elástico aparente en aceros de bajo
Carbono y su Influencia en el Proceso
de Embutición”**

**TESIS DE GRADO
PREVIA A LA OBTENCION DEL TITULO DE
INGENIERO MECANICO**

PRESENTADO POR

Eleuterio Félix Orellana Rivas

GUAYAQUIL-ECUADOR

1984

AGRADECIMIENTO

A la Escuela Superior
Politécnica del Litoral

Al Ing. Antonio Viteri M.
Director de tesis, por su
ayuda y colaboración para
la realización de este tra
bajo.

DEDICATORIA

A mis queridos padres :

Manuel y Luz María

A mis hermanos :

Rafael

Manuel

Mercy

Martha

Freddy

William

Eduardo Orces

.....
ING. EDUARDO ORCES
Decano de la Facultad
de Ingeniería Mecánica

Antonio Viteri M.

.....
ING. ANTONIO VITERI M.
Director de Tesis

Homerito

.....
ING. HOMERO ORTIZ
Miembro del Tribunal

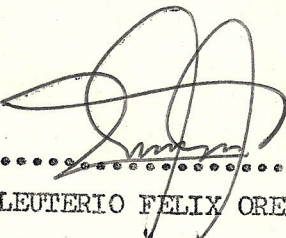
Ignacio Wiesner

.....
ING. IGNACIO WIESNER
Miembro del Tribunal

DECLARACION EXPRESA

" La responsabilidad por los hechos, ideas y doctrinas expuestos en esta tesis, me corresponden exclusivamente; y, el patrimonio intelectual de la misma, a la ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL".

(Reglamento de Exámenes y Títulos profesionales de la ESPOL).


.....
ELEUTERIO FELIX ORELLANA RIVAS

RESUMEN

La presente investigación, está encaminada en hacer un estudio de la influencia del límite elástico aparente en el proceso de embutición. Se exponen las causas por las que se produce dicho límite y los efectos en la embutición, así como también la manera de evitarlos.

En la parte experimental, tomando un acero utilizado por nuestras fábricas locales de embutición, se hace el estudio del límite elástico aparente bajo condiciones diferentes de ensayo. Se investiga la producción de dicho fenómeno y se analiza el método apropiado para la eliminación del límite cuestionado, el cual se aplica para la obtención de un buen producto embutido. Además se dan recomendaciones a los fabricantes para selección, almacenamiento y procesamiento de láminas para embutición.

INDICE GENERAL

RESUMEN	VI
INDICE GENERAL	VII
INDICE DE FIGURAS	XI
INDICE DE TABLAS	XX
INTRODUCCION	22
CAPITULO I		
FUNDAMENTOS MECANICOS	24
1.1. Comportamiento elástico y plástico	24
1.2. Curva tensionada-deformaciones con vencional o tecnológica	27
1.3. Propiedades mecánicas de la curva esfuerzo - deformación	30
1.4. Efecto de la velocidad de deforma- ción sobre las propiedades de tra- cción	44
1.5. Efecto de la temperatura sobre las propiedades de tracción	44

CAPITULO II

FUNDAMENTOS METALURGICOS	48
2.1. Imperfecciones en los cristales	48
2.1.1. Imperfecciones puntuales	48
2.1.2. Imperfecciones lineales	56
2.1.3. Imperfecciones superficiales	77
2.2. Difusión	78
2.2.1. Coeficiente de difusión	82
2.2.2. Mecanismo de la difusión	88
2.2.3. Difusión en las dislocaciones	91
2.2.4. Difusión en los límites de grano	91
2.3. El mecanismo de Cottrell	95
2.4. Fenómeno del límite elástico aparente	99
2.5. Procesos de envejecimiento	104
2.6. Variación del límite elástico aparente al variar el porcentaje de carbono en los a- ceros	117

2.7. Efecto del límite elástico aparente en el proceso de embutición117
CAPITULO III	
TRABAJO EXPERIMENTAL121
3.1. Estudio de la chapa de acero121
3.2. Selección de probeta para ensayo de tracción122
3.3. Determinación del límite elástico aparente en pruebas de tensión123
3.3.1. Probetas tal como se recibe la chapa de acero123
3.3.2. Probetas con pasada superficial (skin pass) o tensionadas123
3.3.3. Probetas que muestran envejecimiento136
3.4. Pruebas de tensión utilizando revestimientos frágiles138
3.5. Pruebas de tensión a distintas velocidades de ensayo150
3.6. Pruebas de tensión a distintas temperaturas153
3.7. Pruebas de dureza y microdureza153

3.8. Ensayos macroscópicos y microscópicos	161
3.9. Ensayos de Erichsen como medida de la embutibilidad	169
3.10. Análisis y comparación de datos	171
CAPITULO IV	
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	179
TABLAS	183
APENDICES	195
BIBLIOGRAFIA	197

INDICE DE FIGURAS

FIG. No.	TITULO	PAG.
1.1.	Variación de las fuerzas de atracción y <u>re</u> pulsión entre átomos, al variar la distan- cia entre ellos 26
1.2.	Curva de tracción (tensión-deformación) convencional o tecnológica 29
1.3.	Comportamiento típico en el límite elásti- co aparente 33
1.4.	Distribución de tensiones en la región de estricción 35
1.5.	Efecto de la longitud calibrada en el área de la sección transversal del espécimen, sobre la elongación total 38
1.6.	Efecto del área de la sección transversal sobre la elongación 39
1.7.	Relación aproximada entre la elongación y la reducción de área 40
1.8.	Efecto de la temperatura sobre el módulo de	

elasticidad	42
1.9. Variación de la curva de tracción con la temperatura	46
1.10. Variación de las propiedades de tracción con la temperatura	47
2.1. Defectos atómicos puntuales	52
2.2. Representación bidimensional de un sólido iónico, ilustrando varias de las posibles imperfecciones puntuales	57
2.3. Deslizamiento por propagación de una dislocación	58
2.4. Dislocación cuña	60
2.5. Dislocación tornillo	61
2.6. Helicoide formado por los planos normales a una dislocación tornillo	63
2.7. Circuito de Burgers	64
2.8. Nudo triple	65
2.9. Tipos de deformación elástica en las inmediaciones de una dislocación cuña, en la		

red cúbica simple	67
2.10. Movimiento de una dislocación por delizamiento	70
2.11. Movimiento de una dislocación por trepado	71
2.12. Etapas sucesivas en el funcionamiento de un manantial de Frank-Read	76
2.13. Variación de la energía entre dos átomos, al variar la distancia entre ellos	80
2.14. Energía de activación	81
2.15. Representación esquemática de la variación de concentración con la distancia para el caso del níquel radiactivo	84
2.16. Variación de la constante de difusión con la temperatura	87
2.17. Mecanismos elementales de la difusión	89
2.18. Difusión de un átomo de trazador A por el mecanismo intersticial indirecto	92
2.19. Dependencia que caracteriza la desviación de la Ley de Arrhenius debido a la difusión acelerada por las fronteras intergranulares	94

2.20.	Interacción de átomos solutos en una dislocación de cuña	98
2.21.	Comportamiento típico en el límite elástico aparente	101
2.22.	Bandas de Luders en una probeta tensionada	103
2.23.	Curvas tensión-deformación de un acero al carbono que muestra envejecimiento por deformación	106
2.24.	Supresión del límite elástico aparente por la deformación en frío	108
2.25.	Envejecimiento por deformación, para ensayos a diferentes tiempos después de la deformación inicial	109
2.26.	Diagrama de fase que muestra solubilidad parcial en estado sólido	111
2.27.	Microestructura de una aleación 85A - 15B	113
2.28.	Variación de la dureza con el tiempo después del temple de un acero con 0.06% de carbono	115
2.29.	Efecto del tiempo de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas	116

2.30. Efecto del contenido de carbono sobre el es fuerzo de fluencia, de aceros laminados en caliente	118
2.31. Curvas tensión - deformación para aceros <u>sua</u> ves, recocidos y con pasada superficial	120
3.1 . Probeta rectangular standard para ensayo de tensión	124
3.2 . Máquina de tracción INSTRON modelo 1230	125
3.3 . Curva carga-alargamiento para velocidad de carta de 20 mm/min	126
3.4 . Curva carga - alargamiento para velocidad de carta de 50 mm/min	127
3.5 . Curva carga-alargamiento para velocidad de carta de 100 mm/min	128
3.6 . Curva carga-alargamiento para velocidad de carta de 200 mm/min	129
3.7 . Curva carga-alargamiento para velocidad de carta de 500 mm/min	130
3.8 . Supresión del límite elástico aparente por deformación	132
3.9 . Aspecto de curvas antes del envejecimiento	133

- 3.10. Variación de la curva de tracción con el tiempo
de envejecimiento a 150 °C 134
- 3.11. Variación de la curva de tracción con el tiempo
de envejecimiento a 250 °C 135
- 3.12. Variación de la curva de tracción con el tiempo
de envejecimiento a 350 °C 136
- 3.13. Horno de tratamiento, marca TRENT-ALL, modelo 41
HC-10188-AM 137
- 3.14. Curvas carga-alargamiento de probeta que mues-
tra envejecimiento por deformación para 1 Hr .
a 150 °C 139
- 3.15. Curvas carga-alargamiento de probeta que mues-
tra envejecimiento por deformación para 1 Hr.
a 250 °C 140
- 3.16. Curva carga-alargamiento de probeta que mues-
tra envejecimiento por deformación para 1 Hr.
a 350 °C. 141
- 3.17. Variación de la curva carga-alargamiento con
la temperatura de envejecimiento, durante 1 Hr..... 142
- 3.18. Variación de la curva carga-alargamiento con la
temperatura de envejecimiento, durante 2 horas..... 143

- 3.19. Variación de la curva carga-alargamiento con la temperatura de envejecimiento, durante 4 horas 144
- 3.20. Variación de la curva carga-alargamiento con la temperatura de envejecimiento, durante 6 horas 145
- 3.21. Variación de la curva carga-alargamiento con la temperatura de envejecimiento, durante 8 horas 146
- 3.22. Variación del límite elástico aparente con la temperatura para distintos tiempos de envejecimiento 147
- 3.23. Variación del límite elástico aparente con el tiempo de envejecimiento para distintas temperaturas 148
- 3.24. Variación de la resistencia a la tracción con el tiempo de envejecimiento para distintas temperaturas 149
- 3.25. Observación visual de formación de bandas de Luders 151
- 3.26. Bandas correspondientes al fin del límite elástico aparente 152
- 3.27. Curva carga-alargamiento de acero SAE 1006 para velocidad de ensayo de 5 mm/min. 154

3.28.	Curva carga-alargamiento de acero SAE 1006 para velocidad de ensayo de 16 mm/min.	155
3.29.	Curva carga-alargamiento de acero SAE 1006 para velocidad de ensayo de 20 mm/min	156
3.30.	Curva carga-alargamiento de acero SAE 1006 para velocidad de ensayo de 59 mm/min.	157
3.31.	Curva carga-alargamiento de acero SAE 1006 para velocidad de ensayo de 98 mm/min.	158
3.32.	Efecto de la velocidad de ensayo sobre el límite elástico aparente	159
3.33.	Probador de microdureza Tukon	160
3.34.	Variación de la dureza con el tiempo de envejecimiento para distintas temperaturas	162
3.35.	Variación de la dureza con la temperatura para distintos tiempos de envejecimiento	163
3.36.	Microscopio para OLYMPUS, modelo PNE	164
3.37.	Microfotografía de material base, acero SAE 1006	165
3.38.	Microfotografía de acero SAE 1006 deformado 11.02%	166
3.39.	Microfotografía de acero SAE 1006 con deformación		

adicional de 5.32 %	167
3.40. Microfotografía de acero SAE 1006 envejecida por deformación	168
3.41. Ensayo Ericksen	170
3.42. Curvas Ericksen para diferentes chapas metá licas	171

INDICE DE TABLAS

No.	TITULO	PAG
2.1.	Propiedades sensibles e insensibles a la estructura en los metales	49
2.2.	Defectos cristalinos elementales	50
2.3.	Vacantes de equilibrio en un cristal	183
2.4.	Direcciones y planos de deslizamiento	184
2.5.	Parámetros de autodifusión de metales puros	185
2.6.	Parámetros de difusión de algunas impurezas en el hierro	188
2.7	Energías de activación de la difusión intergranular (Q') y volumétrica (Q)	190
3.1.	Composición química del material utilizado	191
3.2.	Propiedades mecánicas para acero SAE 1006 en probetas envejecidas por deformación	192
3.3.	Valores de variación del límite elástico	

aparente con la velocidad de ensayo193

3.4. Valores de microdureza en probetas enveje-
cidas por deformación194

I N T R O D U C C I O N

Siendo el acero una de las aleaciones más importantes de la Ingeniería debido a su múltiple uso. Actualmente con el uso de la técnica moderna del laminado se puede obtener chapas de acero muy finas, con tolerancias rigurosas, un grano fino y una estructura homogénea, así como una gama de buenas características mecánicas impuestas para cualquier tipo de trabajo de conformado.

Las fábricas locales que realizan trabajos de piezas embutidas, algunas veces se ven obligados a rechazar sus productos terminados, debido a que presentan una superficie uniformemente rugosa conocidas como marcas de deformación (bandas de Lüders), las cuales están relacionadas con la presencia de un límite elástico aparente.

El tema a tratar en la presente investigación es "límite elástico aparente en aceros de bajo carbono y su influencia en el proceso de embutición". Para su estudio se hace una recopilación de la bibliografía referente al tema, y el procedimiento experimental a seguir consiste en someter a pruebas de tensión probetas normalizadas, variando parámetros de velocidad de ensayo para determinar el límite elástico aparente. Luego con probetas previamente tensionadas se realizan ensayos de tracción, observándose que dicho límite desaparece. Por último se realizan pruebas de tensión en probetas que muestran envejecimiento por

deformación, notándose la reaparición e incremento del límite elástico aparente.

Se trata además, de establecer métodos y condiciones óptimas para llevar a cabo trabajos de embutición y así minimizar pérdidas.

C A P I T U L O I

FUNDAMENTOS MECANICOS

1.1. COMPORTAMIENTO ELASTICO Y PLASTICO

La experiencia muestra que todos los materiales sólidos se deforman al someterlos a una carga externa. Hasta cierta carga límite el sólido recobra sus dimensiones originales cuando se retira la carga, lo que caracteriza al comportamiento elástico; el cual puede explicarse con base en el espaciamiento de los átomos y las fuerzas cohesivas que existen entre ellos.

En las sustancias metálicas sólidas, no se cree que los átomos existan como tales aunque se haya descrito las células metálicas, unitarias como disposiciones características de átomos. En lugar de ello, se presentan como iones rodeadas por electrones de valencia, semejantes a una nube de gas (10).

El término enlace de cristales metálicos se refiere a las fuerzas que actúan para que los iones mantengan su posición en las celdas unitarias y depende del establecimiento de equilibrio entre las fuerzas que intervienen.

Cuando los átomos están muy separados, las fuerzas que actúan en-

tre ellos son insignificantes; a medida que se aproximan, sus electrones de valencia reaccionan y forman la nube de electrones, en la cual los electrones por lo común están más lejos de los centros iónicos cuando los iones están muy separados que cuando se encuentran más próximos. Conforme los iones se acercan entre sí, disminuye la distancia promedio entre los electrones y el centro iónico. Puesto que los iones tienen carga positiva y los electrones negativa, la energía potencial del sistema disminuye cuando se reduce la distancia entre los centros de los iones, así como la distancia promedio entre los electrones de valencia y los centros de los iones. Por otra parte, conforme se reduce la distancia entre iones, las órbitas llenas de electrones tienden a traslaparse, creándose fuerzas de repulsión; además los núcleos cargados positivamente tienden a repelerse mutuamente.

Conforme los iones siguen acercándose entre sí, aumentan cada vez más tanto las fuerzas de atracción como las de repulsión, pero no en la misma proporción, Fig. 1.1.

Entre los iones existe una fuerza neta, que es el resultado de las fuerzas de atracción y de repulsión. La distancia entre los iones se hace estable, cuando la fuerza resultante es cero; distancia que se conoce como distancia de equilibrio. Si se aplica una fuerza externa que hace que los iones se separen, la resultante interna entre ellos es de atracción, de modo que después de quitarla los iones se acercan entre sí y vuelven a sus posiciones de

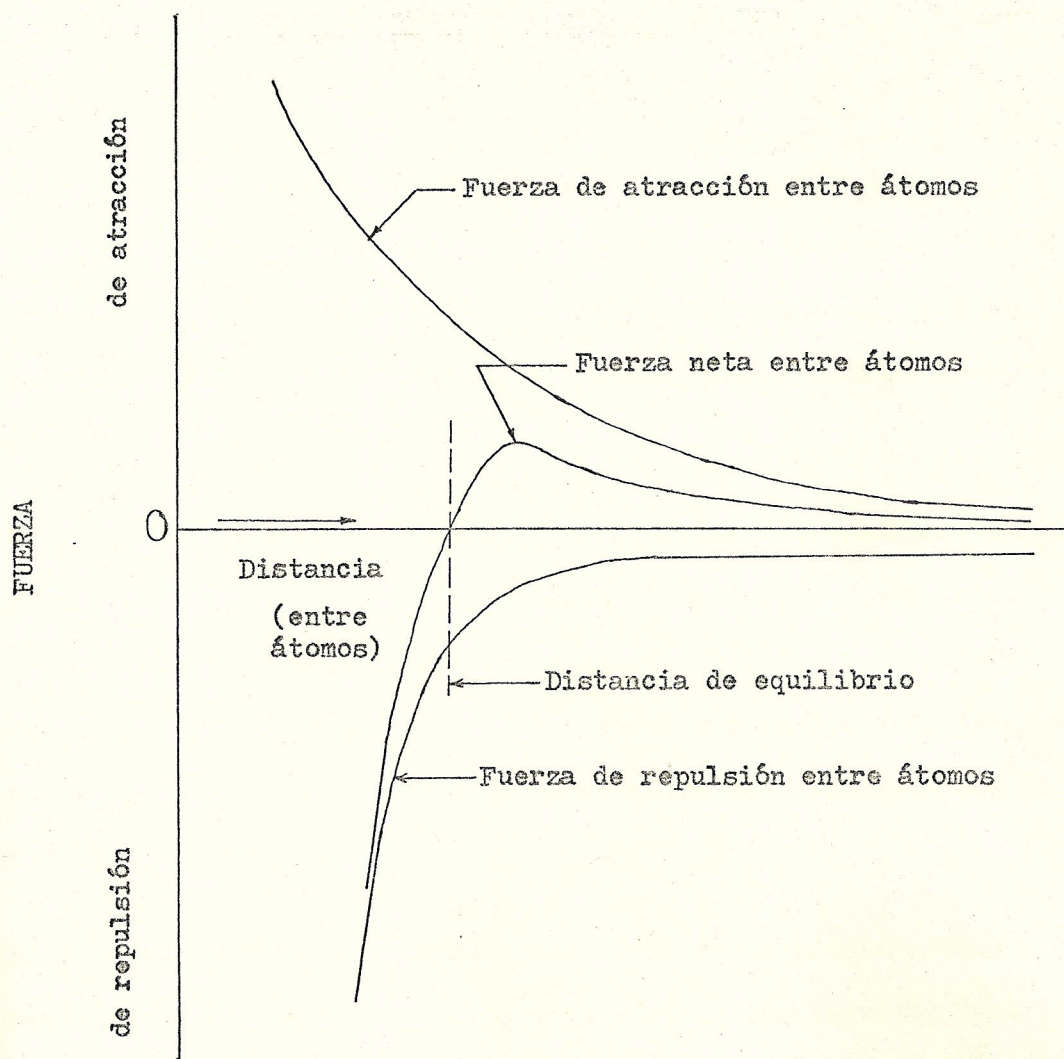


FIG. 1.1.- Variación de las fuerzas de atracción y repulsión entre dos átomos, al variar la distancia entre ellos.

equilibrio, lo que se conoce como comportamiento elástico, lo inverso es también válido, si se aplica y quita una fuerza de compresión.

El espaciamiento de equilibrio es la distancia entre los primeros vecinos, y la rigidez o la resistencia elástica de una sustancia metálica es una función de la pendiente de la curva de la fuerza resultante al cruzar la ordenada de fuerza cero, como se muestra en la Fig. 1.1.

Si la carga que soporta un sólido metálico se hace suficientemente grande puede iniciarse la deformación plástica; entonces un cuerpo que se tensa más allá de su límite elástico, retiene cierta deformación permanente y no regresa a su forma original cuando deja de actuar la carga, esto es lo que caracteriza el comportamiento plástico.

El comportamiento de un metal cuando se deforma plásticamente y el mecanismo mediante el cual ocurre son de interés esencial para perfeccionar la operación de conformado. El comportamiento plástico se explica gracias a las teorías de deslizamiento y dislocación (Capítulo II).

1.2. CURVA TENSIONES-DEFORMACIONES CONVENCIONAL O TECNOLÓGICA

El ensayo de tracción convencional o tecnológico se emplea ampliamente para obtener una información básica sobre la resistencia me-

cánica de los materiales y como ensayo de recepción para la especificación de los mismos.

En el ensayo de tracción una probeta normalizada se somete la parte comprendida dentro de la distancia entre puntos a una fuerza no axial de tracción, que va aumentando en forma progresiva, y se van midiendo simultáneamente los correspondientes alargamientos.

Con los datos de área inicial, carga y alargamiento se construye, la curva de tensiones deformaciones convencional, Fig. 1.2.

La tensión utilizada en la curva es la tensión media longitudinal producida en la probeta de tracción. Se obtiene dividiendo la carga por el área de la sección transversal inicial de la probeta:

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

La deformación utilizada es la deformación lineal media, obtenida al dividir el alargamiento de la distancia entre puntos de la probeta por su longitud original:

$$e = \frac{\delta}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0}$$

Puesto que la tensión y la deformación se obtienen dividiendo la carga y el alargamiento por factores constantes, la curva carga-alargamiento tendrá la misma forma que la curva tensiones-deforma -

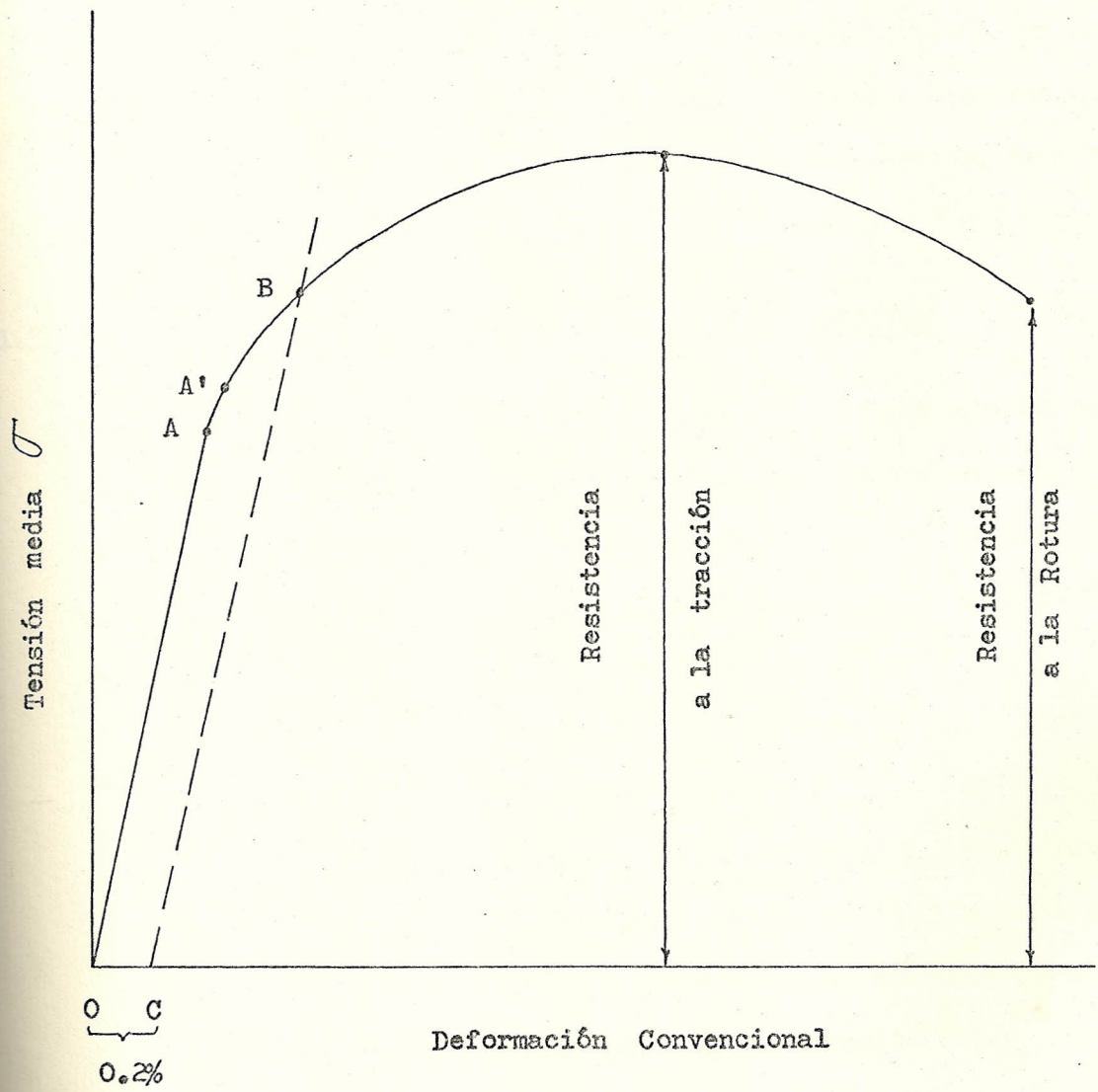


FIG. 1.2.- Curva de tracción (tensión - deformación)

Convencional o Tecnológica

ciones. Las dos curvas se usan con frecuencia indistintamente.

La forma y magnitudes de la curva tensiones-deformaciones de un metal dependerá de su composición, tratamiento térmico, historia anterior de deformación plástica y velocidad de deformación, temperatura, y estado de tensión creado durante el ensayo.

1.3. PROPIEDADES MECANICAS DE LA CURVA ESFUERZO-DEFORMACION

Las curvas de tracción convencionales permiten definir cierto número de características mecánicas de un metal. La resistencia a la tracción y el límite elástico convencional o el aparente son parámetros de resistencia mecánica; el alargamiento y la estricción informan sobre la ductilidad.

1.3.1. LIMITE DE PROPORCIONALIDAD

Corresponde a la ordenada del punto A (Fig. 1.2.) a partir del cual la curva deja de ser rectilínea. El límite de proporcionalidad es el máximo esfuerzo en el que éste permanece directamente proporcional a la deformación (1).

1.3.2. LIMITE ELASTICO

El límite elástico es el mínimo esfuerzo al que ocurre la primera deformación permanente, punto A' Fig. 1.2.

Para la mayoría de los materiales estructurales, el límite elástico tiene el mismo valor numérico que el límite de pro

porcionalidad.

Cuando en un proyecto con metal dúctil es necesario evitar la deformación plástica, el límite elástico es el criterio apropiado con respecto a la resistencia del metal.

1.3.3. LÍMITE ELÁSTICO CONVENCIONAL

A causa de las dificultades prácticas que existen para determinar el verdadero límite elástico o el límite de proporcionalidad, el límite elástico convencional y el límite elástico aparente son los parámetros preferidos en ingeniería para expresar el comienzo de la deformación plástica.

Para los fines técnicos, el límite del comportamiento elástico utilizable se describe por el punto B, (Fig.1.2).

La ordenada de éste punto es el límite elástico convencional, definida como la tensión que producirá una pequeña deformación permanente previamente convenida del 0.2% de la distancia inicial entre puntos, longitud OC del eje de las abscisas.

$$\sigma_0 = \frac{P_{(e = 0.002)}}{A_0}$$

Una importante característica del límite elástico convencional es que el valor determinado por el ensayo de tracción corresponde al esfuerzo de cedencia o fluencia.

1.3.4. LIMITE ELASTICO APARENTE

Ciertos materiales dúctiles no endurecidos, particularmente el acero bajo en carbono, exhiben un tipo de transición localizada y heterogénea desde el comportamiento elástico al plástico, dando lugar a la formación de un límite elástico aparente que tienen una curva de fluencia o diagrama carga-alargamiento similar al de la Figura 1.3.

En el alargamiento debido al límite elástico aparente, la carga es constante, la deformación es heterogénea y la probeta de tracción presenta unas marcas, llamadas "bandas de Luders".

1.3.5. RESISTENCIA A LA TRACCION

Se define como el cociente obtenido al dividir la carga máxima por la sección transversal inicial de la probeta.

$$\sigma_u = \frac{P_{\text{máx}}}{A_0}$$

En este valor de esfuerzo se forma en la probeta una constricción o "cuello", la cual es una reducción localizada en el área de la sección transversal, en el que se concentra todo el alargamiento posterior.

La formación de un cuello en la probeta de tracción crea un

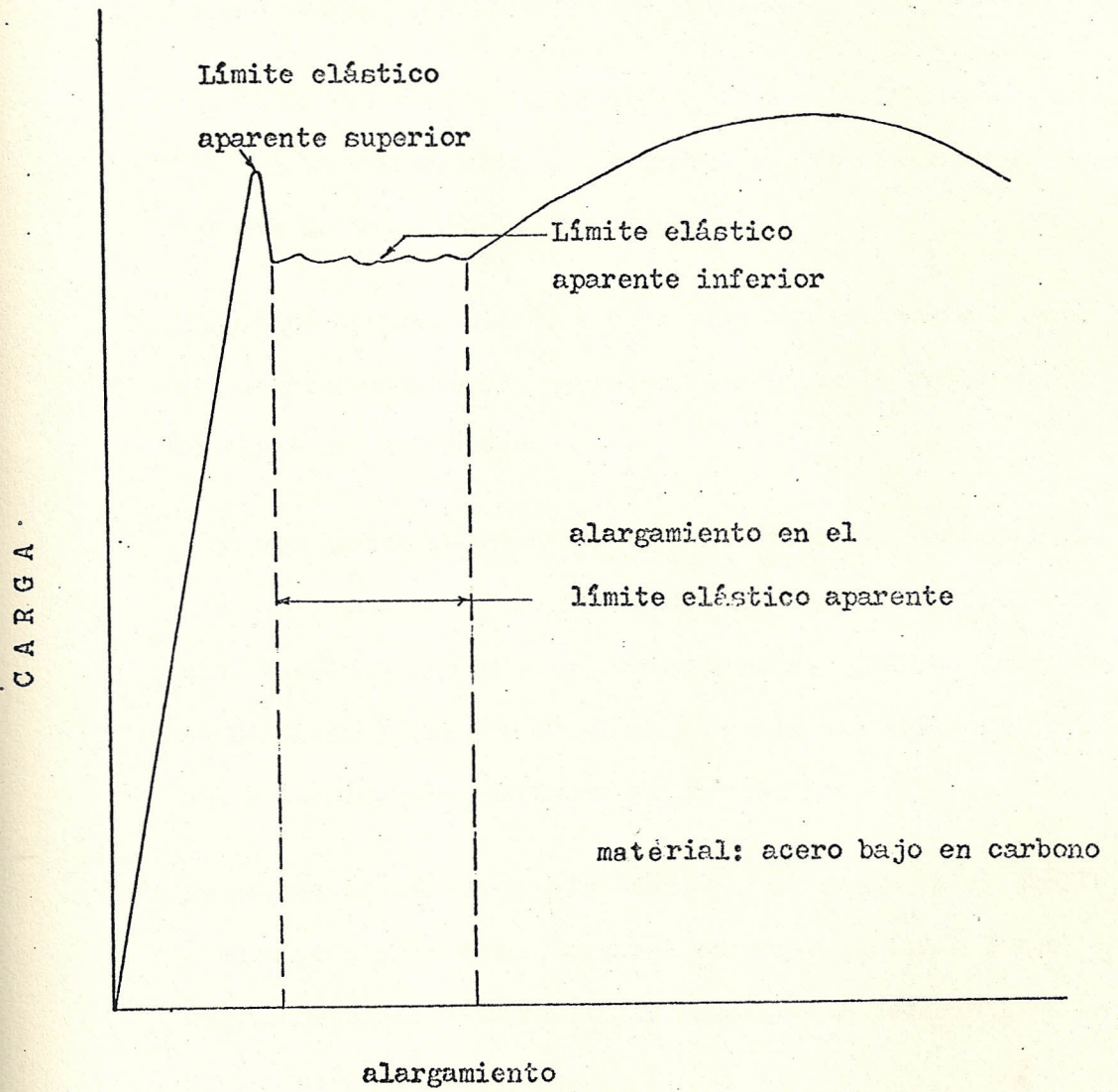


FIG. 1.3.- Comportamiento típico en el límite elástico aparente

estado complejo de tensiones triaxiales en esa región.

La región del cuello se considera como entalla suave Fig. 1.4. en la que muestra la distribución no uniforme de la tensión de tracción longitudinal (6).

El núcleo central tiende a contraerse lateralmente a causa del efecto de Poisson, pero es frenado por el anillo libre de tensiones que rodea.

A su vez la resistencia que opone la masa de material libre de tensiones a la deformación del núcleo central, origina tensiones radiales y transversales (estado triaxial de tensiones) que elevan el valor de la tensión longitudinal requerida para producir flujo plástico.

De lo que se deduce que la tensión real media en el cuello determinada al dividir la carga de tracción axial por el área transversal mínima, es más alta que la necesaria en una tracción simple.

1.3.6. RESISTENCIA A LA RUPTURA

Para un material dúctil, hasta el punto de resistencia a la tracción, la deformación es uniforme a lo largo de la longitud de la probeta.

La resistencia a la ruptura (Fig. 1.2.), determinada al di

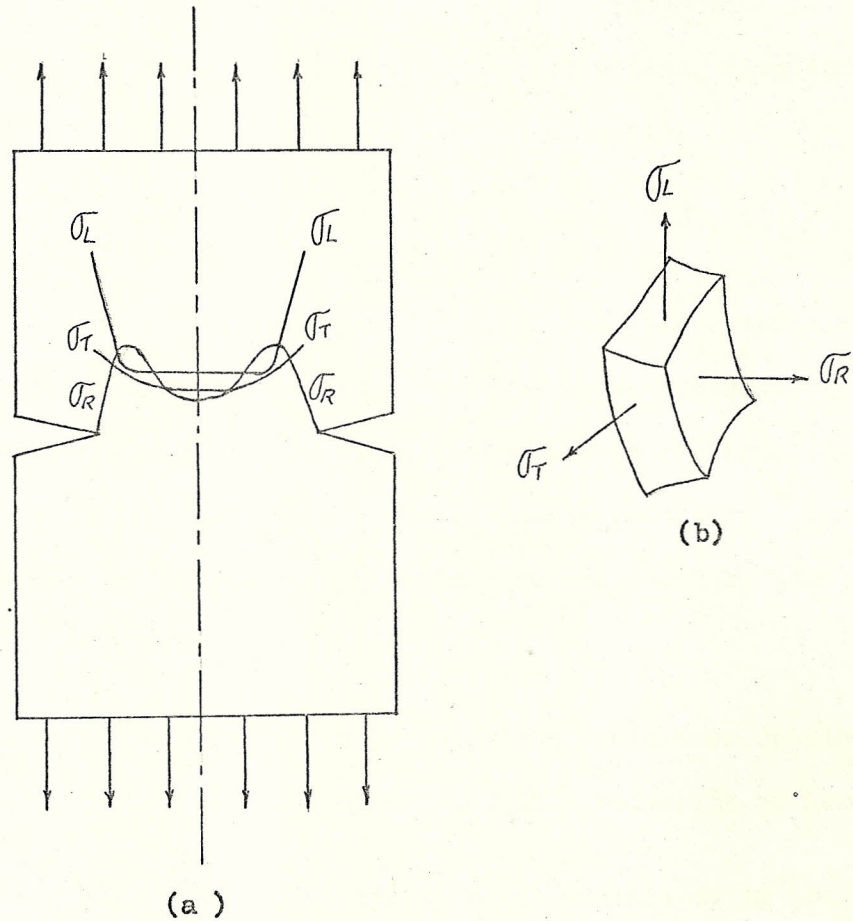


FIG. 1.4.- distribución de tensiones en la región de estricción

(a) geometría de tensiones en el cuello

(b) tensiones que actúan sobre un elemento

vidir la carga de ruptura entre el área transversal original es siempre menor que la resistencia a la tracción. Sin embargo para un material frágil, la resistencia a la tracción y la resistencia a la ruptura coinciden, rompiéndose el material sin formar una constricción (1).

1.3.7. DUCTILIDAD

La ductilidad es la capacidad que tienen los materiales para deformarse permanentemente antes de la ruptura. La ductilidad proporciona indicaciones sobre la conformabilidad, de un metal, puesto que es conveniente producir en una sola operación tanta deformación como sea posible, sin causar ruptura.

La ductilidad se indica por medio de mediciones de elongación o alargamiento y la estricción o reducción de área.

Elongación, es la relación entre el aumento de la longitud de la distancia entre puntos de la probeta y su longitud original, expresada porcentaje.

$$\text{Alargamiento (\%)} = 100 \times \frac{L_f - L_o}{L_o} = 100 e_f$$

donde: L_f , distancia entre puntos al producirse la fractura.

L_0 , distancia entre puntos original

e_f , deformación convencional al producirse la fractura
ra.

Al señalar el porcentaje de elongación, debe especificarse la longitud original.

Las figuras 1.5. y 1.6. muestran el efecto de la longitud calibrada y el área de la sección transversal del espécimen sobre el porcentaje de elongación.

Mientras que la estricción de ruptura es la relación existente entre la disminución del área de la sección transversal después de la fractura y el área original de la probeta de tracción y expresada en porcentaje.

$$\% \text{ de reducción de área} = 100 \times \frac{A_0 - A_f}{A_0}$$

En chapas fines es difícil determinar la estricción, por lo que usualmente no se lo realiza.

La Fig. 1.7. muestra la relación entre el porcentaje de elongación en 2 pulgadas (50.8 mm.) y la reducción de área para algunos materiales.

1.3.8.

MODULO DE ELASTICIDAD

El módulo de elasticidad es la pendiente de la parte lineal

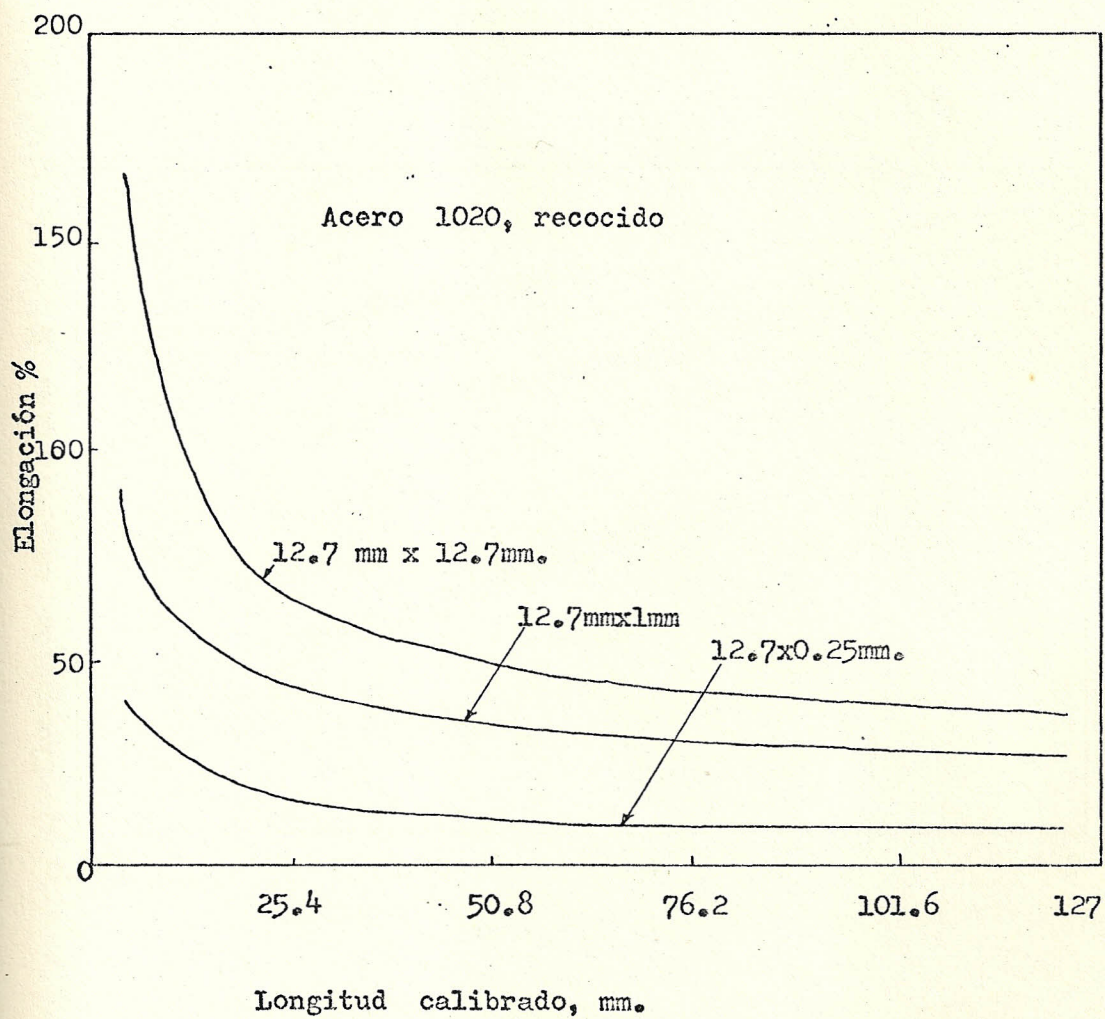


FIG. 1.5.- Efecto de la longitud calibrada y el área de la sección transversal del espécimen, sobre la elongación total.

(Kalpakjian Serope, Mechanical processing of materials, D.Van Nostrand Company, Toronto-London).

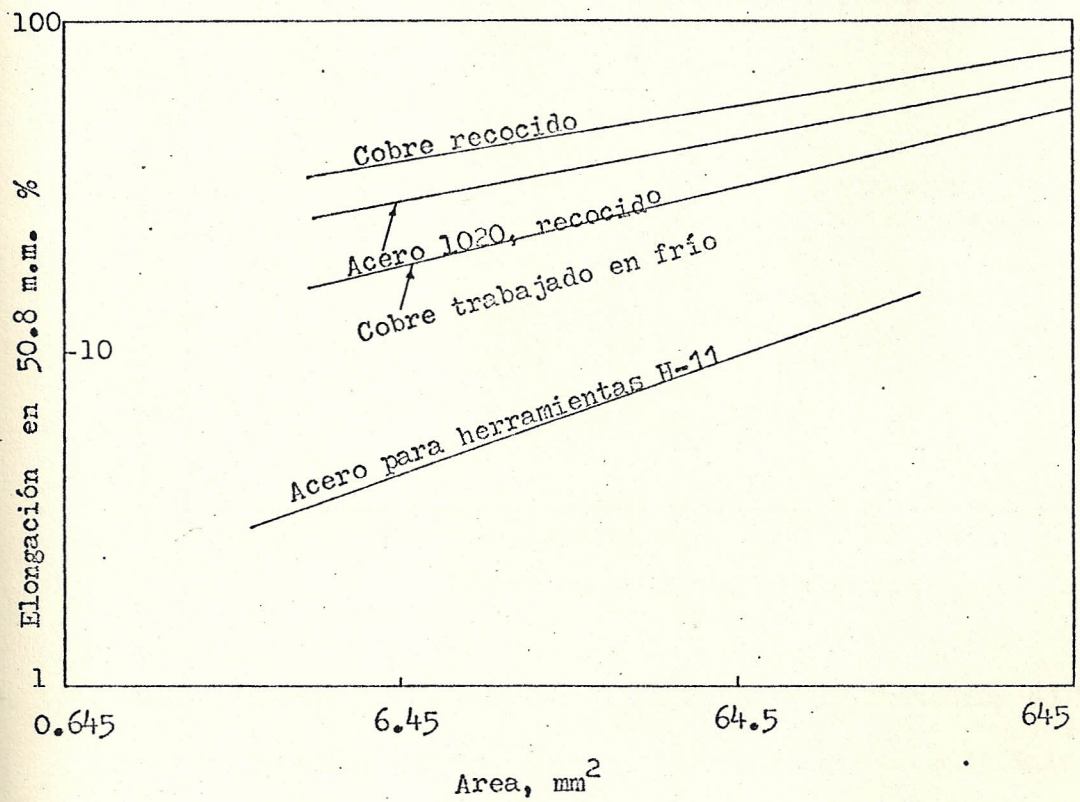


FIG. 1.6. Efecto del área de la sección transversal sobre la elongación.

(KALPAKJIAN, SEROPE, MECHANICAL PROCESSING OF MATERIALS, D. VAN NOSTRAND COMPANY, TORONTO-LONDON).

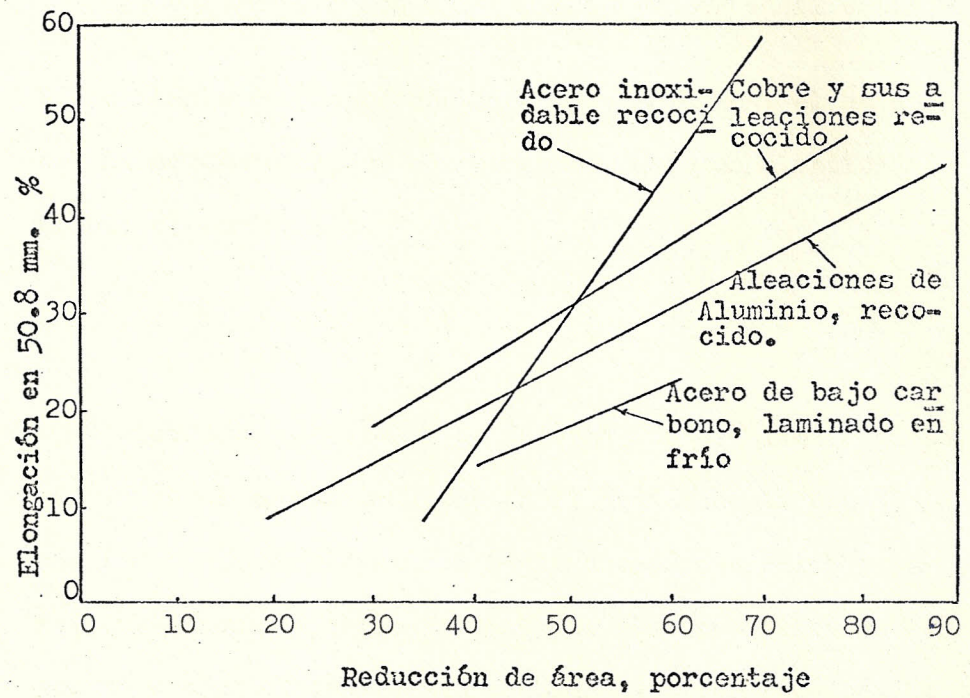


FIG. 1.7.- Relación aproximada entre la elongación y la reducción de área. (Kalpaklian Serope, Mechanical processing of materials , D. Van Nostr and Company, Toronto-London,).

inicial de la curva tensiones deformaciones donde el esfuerzo y la deformación son directamente proporcional entre sí.

La constante de proporcionalidad que relaciona el esfuerzo con la deformación, se conoce como módulo de elasticidad o módulo de Young. Así:

$$\sigma = E e \quad \delta \quad E = \frac{\sigma}{e}$$

La resistencia elástica a la deformación se llama rigidez, por tanto el módulo de Young es la medida de la rigidez del material. El módulo de elasticidad está determinado por la fuerzas de enlace entre los átomos. Puesto que estas fuerzas no pueden alterarse sin cambiar la naturaleza básica del material, se deduce que E es una de las propiedades mecánicas más estables del material. Solo le afectan ligeramente las adiciones de aleantes, el tratamiento térmico o la conformación en frío.

La Fig. 1.8. muestra la variación del módulo de elasticidad con el incremento de temperatura, para algunos materiales.

1.3.9. RESILIENCIA ELASTICA

Es la capacidad de un material para absorber energía cuando es deformado elásticamente y devolverla cuando se elimina la carga.

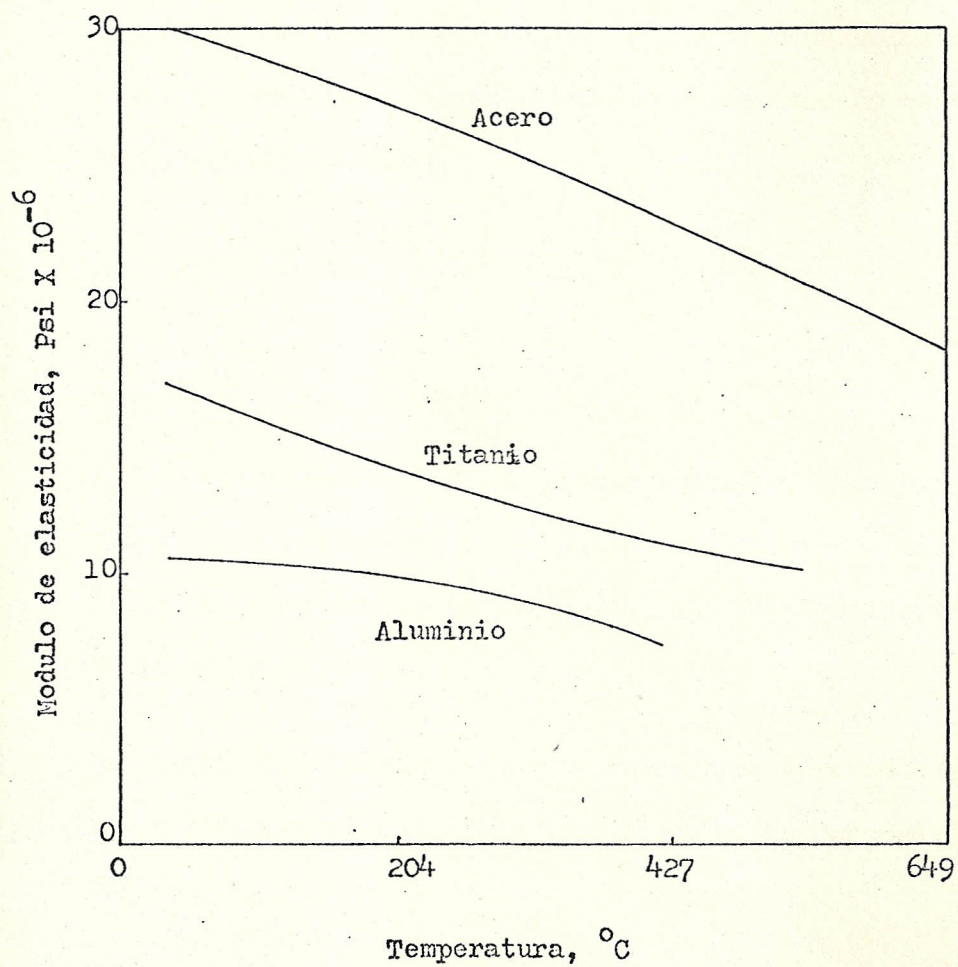


FIG. 1.8. Efecto de la temperatura sobre el módulo de elasticidad

(Kalpakjian Serope, Mechanical Processing of Materials,
D. Van Nostrand Company, Toronto - London)

En el área de la zona elástica de la curva esfuerzo-deformación, se mide usualmente por medio del módulo de resiliencia que es la energía de deformación por unidad de volumen requerida para llevar al material desde una tensión cero hasta el límite elástico.

$$U_R = \frac{1}{2} \sigma_0 \epsilon_0 = \frac{1}{2} \sigma_0 \frac{\sigma_0}{E} = \frac{\sigma_0^2}{2 E}$$

1.3.10. TENACIDAD

La tenacidad de un material es su capacidad para absorber energía en el campo plástico. La capacidad para resistir tensiones ocasionales superiores al límite elástico, sin que se produzca fractura.

Una forma de concretar el concepto de tenacidad es considerar el área total que queda bajo la curva esfuerzo-deformación.

Se han sugerido varias aproximaciones matemáticas para calcular el área bajo la curva esfuerzo-deformación.

Para aceros dúctiles, la siguientes relaciones son aproximadas:

$$U_T \approx \sigma_u \cdot \epsilon_f$$

$$U_T \approx \frac{\sigma_0 + \sigma_u}{2} \cdot \epsilon_f$$

Para materiales frágiles, cuya curva es una parábola, el área bajo la curva viene dada por:

$$U_T \approx \frac{2}{3} \cdot \sigma_u \cdot e_f$$

El ensayo de resiliencia que utiliza el péndulo de Charpy -- determinará la tenacidad de un material, es decir su resistencia al choque, la cual se mide por la energía necesaria, para provocar la ruptura de una probeta normalizada (4).

1.4. EFEECTO DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION SOBRE LAS PROPIEDADES DE TRACCION

La curva de tensiones-deformaciones convencional, a la temperatura ambiente, no se modifica en forma apreciable por los cambios en la velocidad de deformación que se observan en un ensayo de tracción ordinario. Los ensayos de tracción a alta velocidad de carga, han mostrado que el límite elástico es más sensible a los aumentos de la velocidad de deformación que la resistencia a la tracción.

Las altas velocidades de deformación dan lugar a la aparición del límite elástico aparente en probetas de acero de bajo carbono cosa que no presentan a velocidades de carga ordinarias (?).

1.5. EFEECTO DE LA TEMPERATURA SOBRE LAS PROPIEDADES DE TRACCION

Si se comparan las propiedades mecánicas convencionales de los ma-

teriales metálicos, como resistencia mecánica y ductilidad a temperatura ambiente con los resultados obtenidos a temperaturas elevadas, se ponen de manifiesto que, la resistencia mecánica disminuye y la ductilidad aumenta al incrementarse la temperatura de ensayo. Sin embargo por encima de ciertas temperaturas pueden producirse cambios estructurales, tales como la precipitación, el envejecimiento por deformación a la recristalización, que alteran el comportamiento general. Además una exposición prolongada a temperaturas elevadas pueden ocasionar la fluencia lenta "creep".

La Fig. 1.9 muestra esquemáticamente el cambio sufrido en la curva tensiones-deformaciones convencional, de la resistencia y ductilidad con la variación de la temperatura, para un acero suave.

En la fig. 1.10 están representadas las variaciones de las propiedades de tracción del acero con la temperatura. La resistencia mecánica aumenta al mismo tiempo que la temperatura disminuye sobre la ambiente (7).

Alrededor de los 400° F (200° C), el máximo de resistencia mecánica va acompañado de un mínimo de ductilidad, debido al envejecimiento por deformación o fragilidad en azul. En aceros de bajo carbono da lugar al reapareamiento e incremento del límite elástico aparente, que lo discutiremos más adelante.

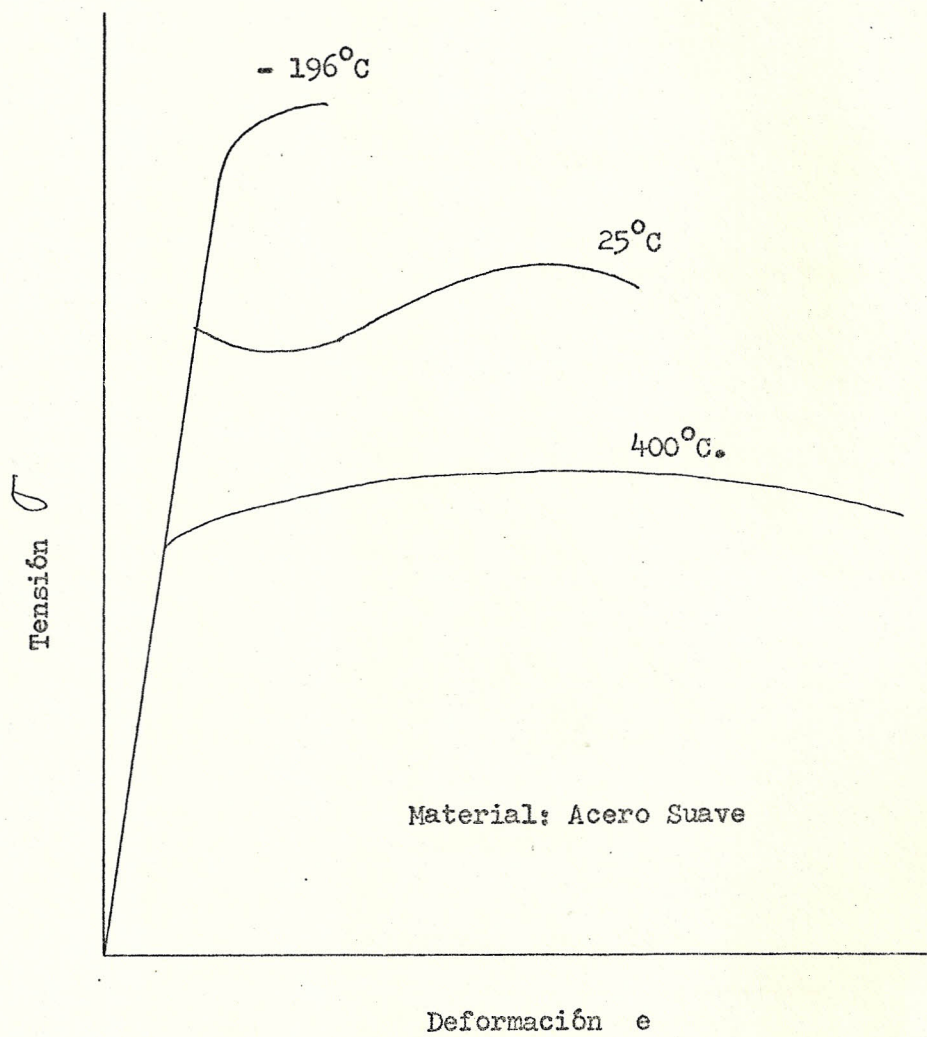


FIG. 1.9.- Variación de la curva de tracción con la temperatura

Resistencia a la tracción y límite elástico convencional, estriación

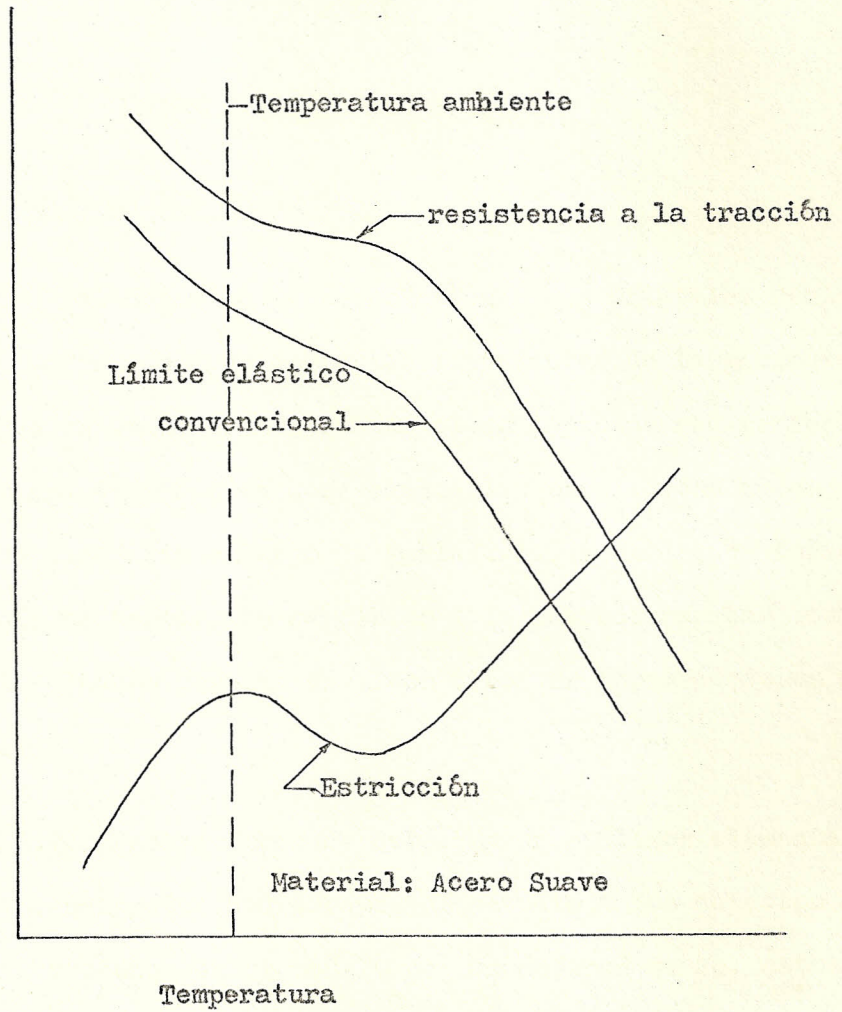


FIG. 1.10.- Variación de las propiedades de tracción con la temperatura

C A P I T U L O I I

FUNDAMENTOS METALURGICOS

2.1. IMPERFECCIONES EN LOS CRISTALES

Raras veces los cristales son perfectos. Los cristales reales se desvían en cierto número de formas importantes de la periodicidad perfecta de un cristal, aún cuando el concepto de red perfecta es adecuado para explicar en los metales las propiedades insensibles a la estructura, sin embargo la Tabla 2.1. indica que todas las propiedades mecánicas son sensibles a la estructura, las cuales están determinados por los diversos tipos de imperfecciones que contienen:

La Tabla 2.2. muestra tipos de defectos cristalinos elementales. En esta investigación dedicaremos el estudio a los defectos atómicos, encuadrándolos en el modelo de las esferas duras, estos defectos pueden ser muy complejos, los cuales pueden ser aplicables a base de un pequeño número de defectos elementales y a partir de ellos pueden irse construyendo defectos cada vez más complicados.

2.1.1. IMPERFECCIONES PUNTUALES

Los posibles defectos puntuales pueden dividirse en:

a.- Laguna o vacante reticulares

Insensible a la estructura	Sensibles a la estructura
Constantes elástica	Conductibilidad eléctrica
Punto de Fusión	Propiedades de los semi - conductores
Densidad	Límite elástico
Calor específico	Resistencia a la rotura
Coeficiente de dilatación térmica	Resistencia al "creep" (Fluencia lenta)

TABLA 2.1.- Propiedades sensibles e insensibles a la estructura en los metales

TABLA 2.2.

Defectos Cristalinos elementales

Atómico	Puntual	Laguna o vacancia Interstitial Atomo forastero
	Lineal	Dislocación
	Superficial	Límite de grano Maclaje Error de apilamiento

- b.- Átomos intersticiales
- c.- Átomos forasteros
- d.- Defectos puntuales complejos

La figura 2.1. ilustran los posibles defectos puntuales elementales.

Los defectos puntuales pueden producirse ya sea en equilibrio fuera del equilibrio térmico:

- En equilibrio térmico: - Por calentamiento del metal a la temperatura T de medición.
- Fuera del equilibrio : - Por temple
 - Por deformación en frío
 - Por irradiación

a. Vacantes reticulares

Existe una vacante reticular cuando ciertas posiciones reticulares de un cristal están desocupados en equilibrio térmico, porque el aumento de energía debido a las vacantes es compensado por un aumento de entropía resultante del carácter más aleatorio de la estructura (5).

Si E_s , es la energía necesaria para desplazar a un átomo desde el interior de un cristal hasta la superficie, el aumento de energía debido a la presencia de n vacantes -

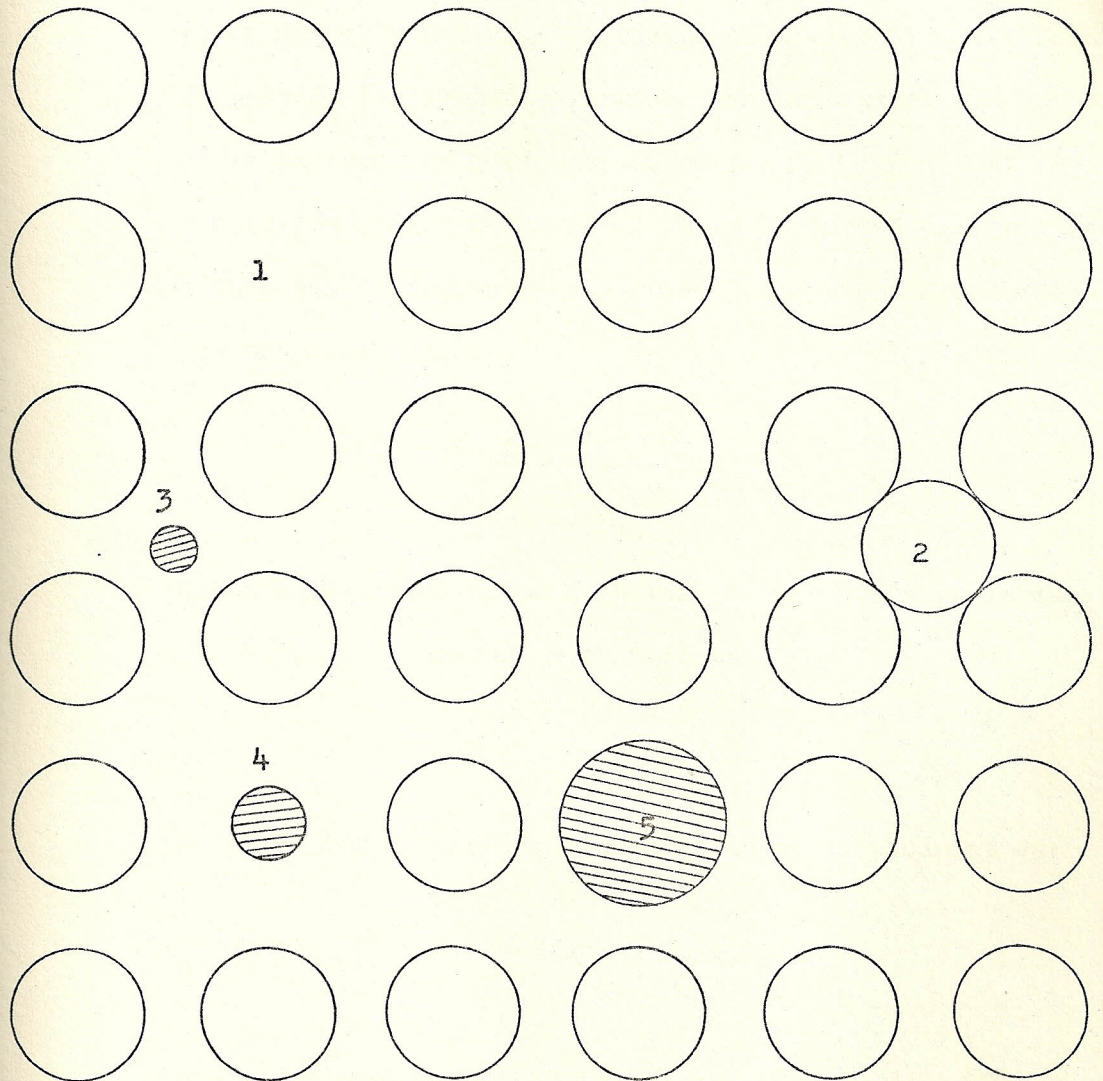


FIG. 2.1.6 Defectos atómicos puntuales

(1) vacante, (2) autointersticial, (3) intersticial foras
 tero, (4) (5) átomos forasteros en sustitución.

será nE_s . Por otra parte, la presencia de vacantes aumenta la entropía del cristal (desorden), el cual puede calcularse de la siguiente manera: para un cristal que contiene un total de N átomos, existen $N! / [(N - n)! n!]$ maneras de elegir n de ellos, la entropía ΔS debido a las n vacantes contenidas en un cristal que tiene N posiciones ocupables es,

$$\Delta S = K \cdot \ln \frac{N!}{(N - n)! n!} \quad (5)$$

Según la relación termodinámica, la variación de la energía libre o capacidad de trabajo es:

$$\Delta F = \Delta U - T \Delta S$$

La variación de energía libre debido a las vacantes es:

$$\Delta F = nE_s - K \cdot T \ln \frac{N!}{(N - n)! n!}$$

empleando aproximaciones bien conocidas

$$\Delta F = n \cdot E_s - K \cdot T \cdot [N \cdot \ln N - (N - n) \ln(N - n) - n \cdot \ln n]$$

$$\frac{\partial \Delta F}{\partial n} = E_s - K \cdot T \cdot \ln \frac{N - n}{n}$$

La condición de equilibrio es que F sea mínimo para una temperatura dada, por tanto,

$$\left(\frac{dF}{dn} \right)_T = 0$$

o sea:

$$\ln \frac{n}{N-n} = - \frac{E}{K.T.}$$

cuando n es pequeño comparado con N la expresión se transforma en:

$$n = N \cdot \exp \left(- E_s / K.T. \right)$$

$$\frac{n}{N} = \exp \left(- E_s / K.T. \right)$$

La tabla 2.3. muestra como la fracción de lugares de red vacíos n/N en un metal aumenta a gran velocidad con la temperatura.

b. Átomos intersticiales

Es un átomo situado en el interior de un cristal en un punto intermedio entre posiciones normales de la red, Fig 2.1.

Cuando se hable de autointersticial, se refiere a un átomo de metal base situado en inserción (4)

c. Átomos forasteros

Son átomos químicamente distintos a los átomos de la red

y presentes en la misma en débil concentración según que su presencia sea deseada o no, reciben el nombre de impu^{re}zas o de elementos de aleación.

Según su tamaño los átomos forasteros pueden entrar en la red en inserción o en sustitución, Figura 2.1. En la práctica únicamente el H, C, N, O y Ar entran en inserción en los metales.

El efecto principal de los átomos forasteros en los metales incide sobre las propiedades mecánicas: aumentando la resistencia a la deformación plástica, ya sea directamente (endurecimiento por solución), sea porque forman partículas por precipitación (endurecimiento por precipitación), estos átomos actúan en interacción con otros defectos: lagunas o vacantes, dislocaciones, etc.

d. Defectos puntuales complejos

Estos defectos son productos de la combinación de los defectos elementales. Entre los cuales tenemos: los ^{di}vacancias, los poros (son considerados como conjuntos de vacancias), los pares atómicos forasteros + vacancias, los conjuntos de átomos forasteros, etc.

En los cristales iónicos estos defectos se producen por pares de signos opuestos para mantener la neutralidad de

crystal, se produce el Defecto Schottky que es el conjunto de vacancia aniónica + vacancia catiónica y el Defecto Frenkel que es el conjunto de vacancia catiónica (o aniónica) y catión (o anión) intersticial Fig 2.2.

En general es más probable que se formen defectos Schottky que Frenkel, pues son pocas las estructuras que contienen intersticios suficientemente grandes como para disolver cationes sin que se produzca una deformación considerable.

2.1.2. IMPERFECCIONES LINEALES

El defecto bidimensional o lineal más importante es la dislocación, siendo este defecto responsable del fenómeno de deslizamiento por medio del cual se deforman plásticamente, la mayoría de los metales.

Si consideramos que el deslizamiento se realiza mediante una pequeña distorsión que se propaga a lo largo del plano P y produjera la deformación deseada como se muestra en la figura 2.3. vemos que la dislocación no queda limitada a este plano de corte sino que constituye una perpendicular al plano de la figura, cuando la dislocación ha atravesado todo el cristal, éste ha sufrido la deformación plástica mínima, (distancia interatómica) en todo el plano de deslizamiento.

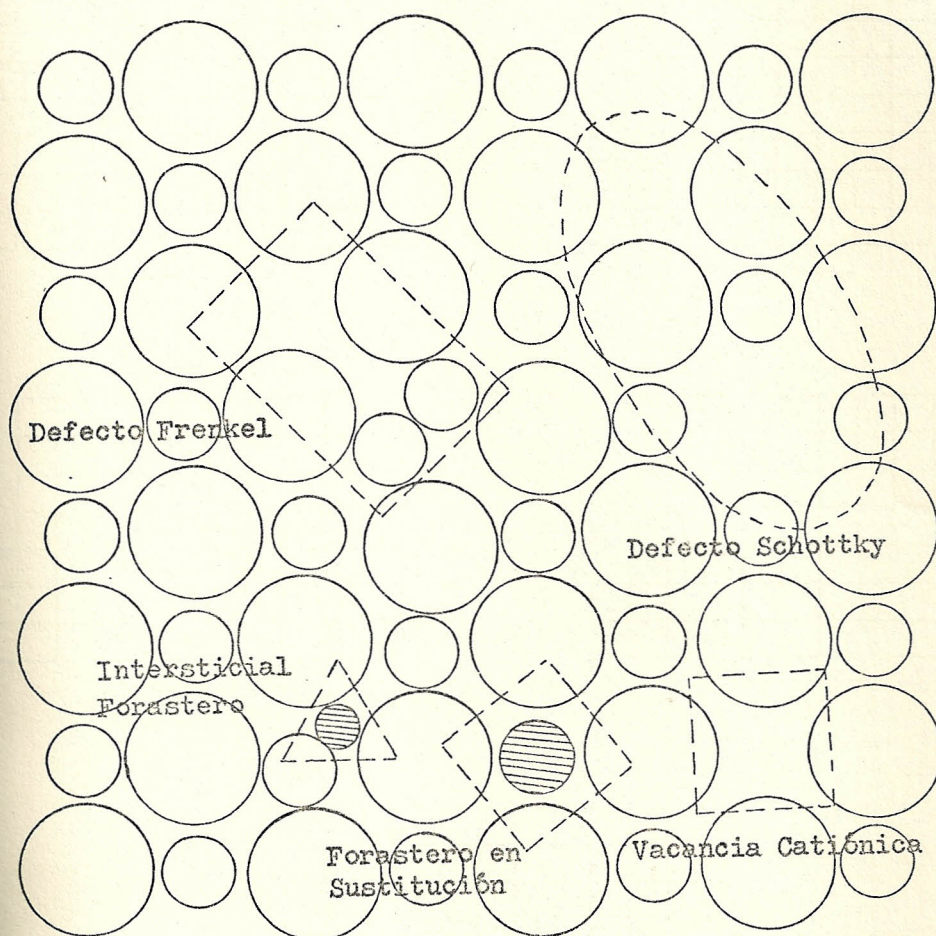


FIG. 2.2.- Representación bidimensional de un sólido iónico, ilustrando varias de las posibles imperfecciones puntuales.

Las esferas pequeñas representan a los cationes y las esferas grandes a los aniones.

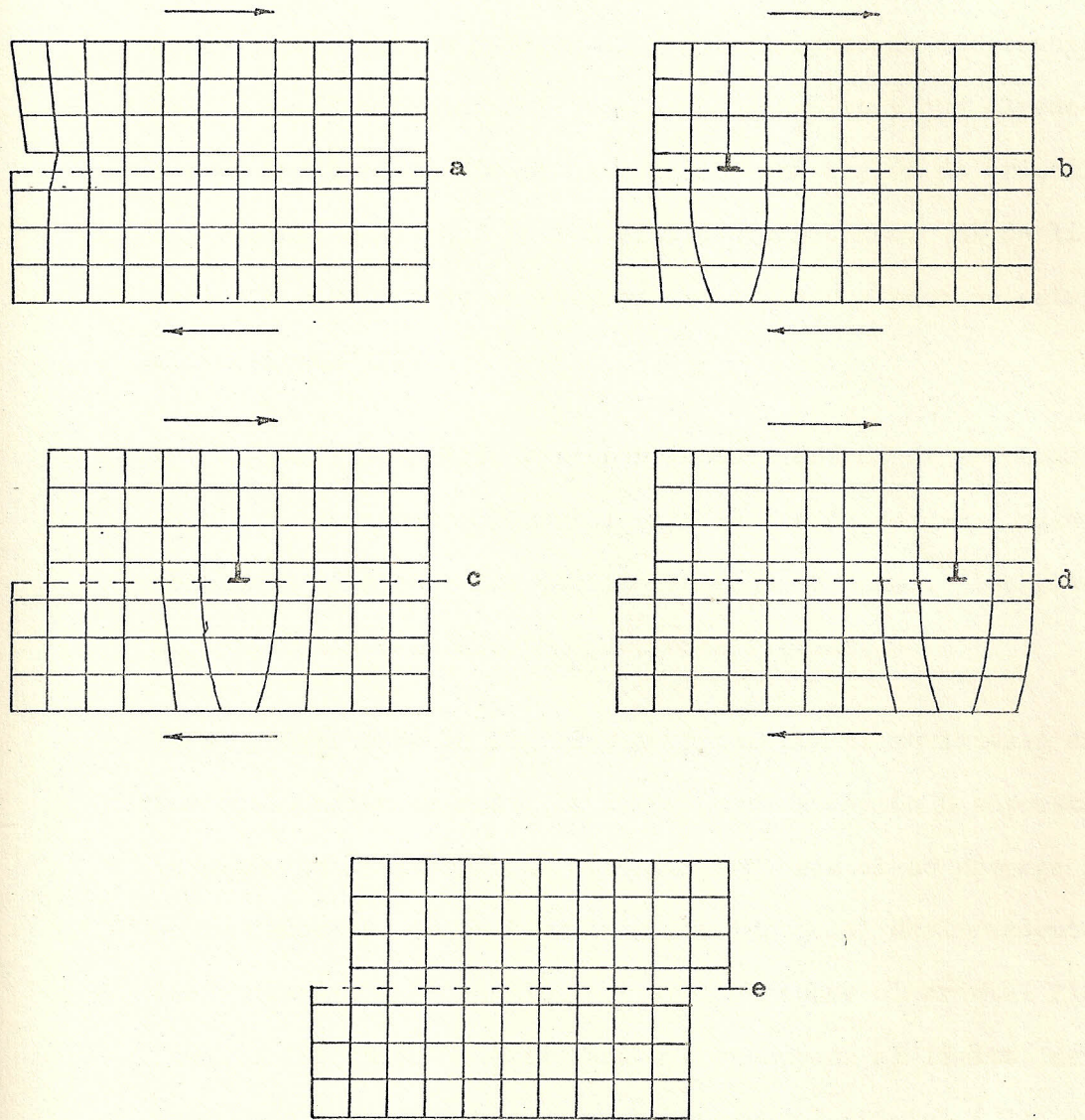


FIG. 2.3.- Deslizamiento por propagación de una dislocación

"así, la deformación plástica se realiza por deslizamiento según planos densos gracias al desplazamiento de dislocaciones. Las dislocaciones son defectos lineales y que alrededor de la línea de dislocación existe una región de cristal defectuoso, en la que la red está distorsionada. El deslizamiento corresponde al desplazamiento paso a paso de estas distorsiones" (4).

Las Figs.: 2.4. y 2.5. representan dos maneras de efectuarse el deslizamiento elemental bajo la acción de una misma tensión τ , así como las posiciones esquemáticas de los planos cristalinos en ciertas secciones típicas.

En el primer caso la Fig. 2.4.a representa el movimiento de una dislocación de cuña, la línea de dislocación L supuesta iniciada en la superficie anterior del cristal se propaga i en la dirección de la tensión y por tanto del deslizamiento siendo paralela al escalón que aparece sobre el cristal Fig 2.4.b). La línea de dislocación corresponde al límite del semiplano insertado a manera de cuña en el cristal (Fig. 2.4c), este tipo de dislocación se simboliza por \perp que representa la posición en que termina el plano comprimido.

En la Figura 2.5. el escalón sigue la línea de dislocación, L que se propaga perpendicularmente a la dirección de la tensión y de la deformación, pero la deformación final es la misma que en el primer caso. La Fig. 2.5c representa un

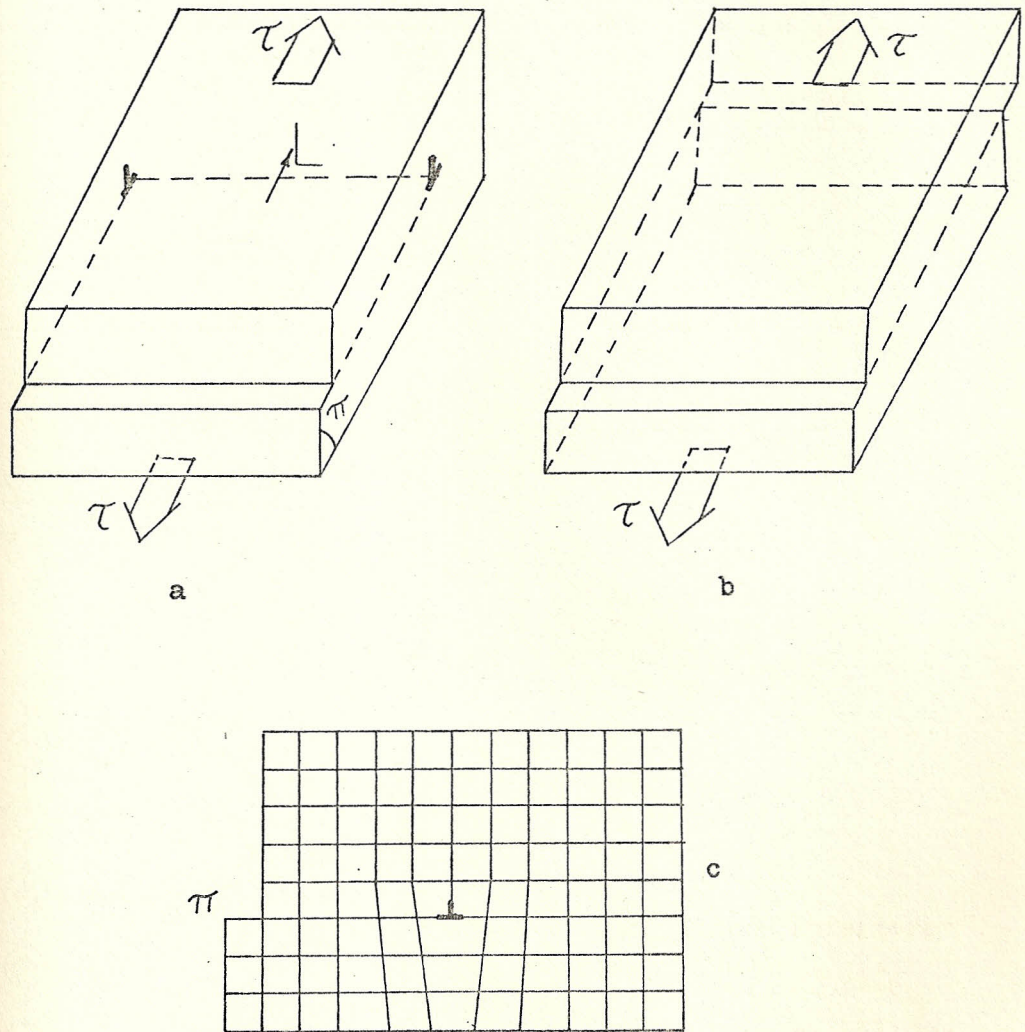


FIG. 2.4.- Dislocación cuña

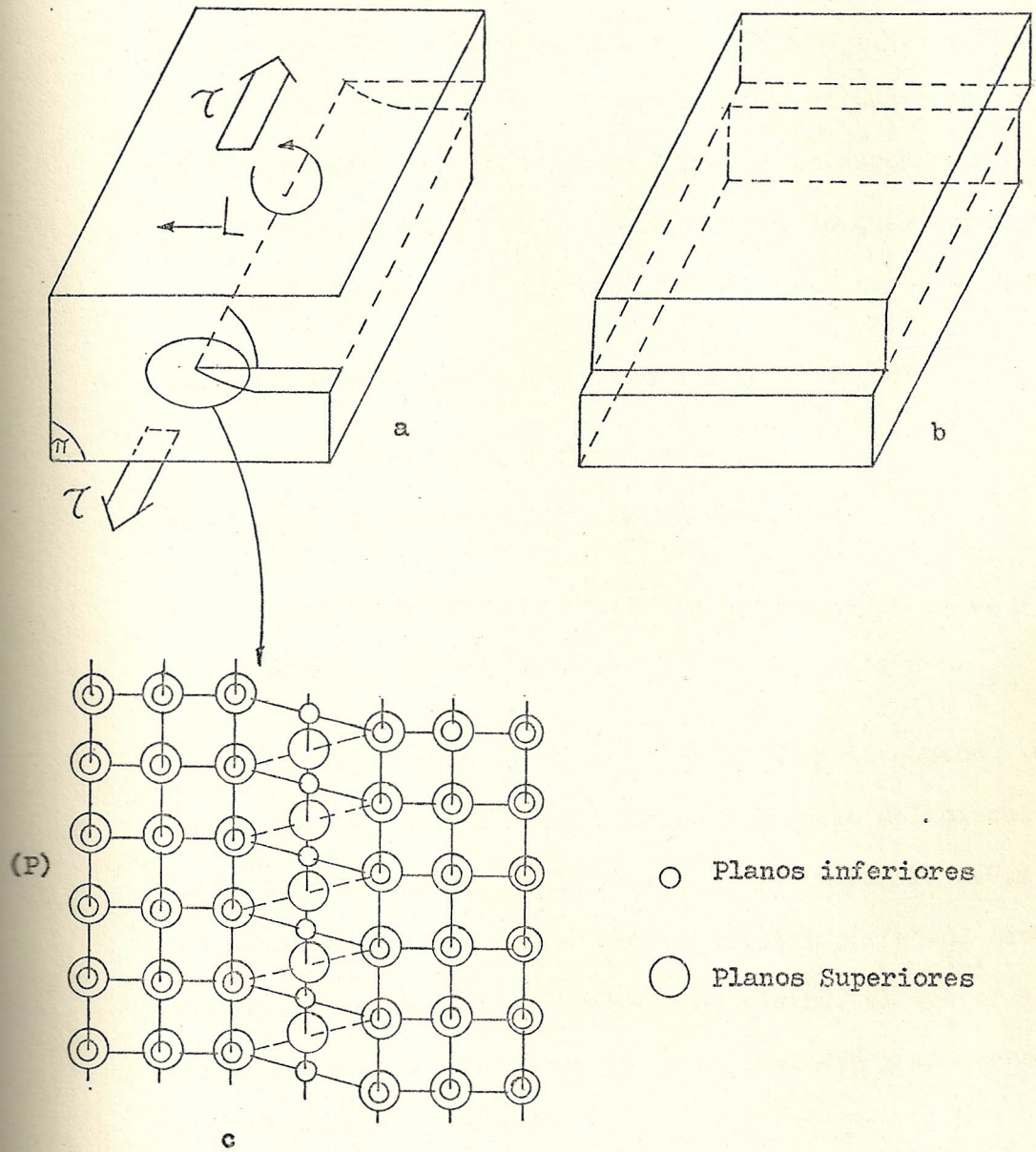


FIG. 2.5.- Dislocación tornillo

corte del cristal según el plano de deslizamiento P, este es esquema es el corte de un helicoides como lo muestra la disposición de los planos π señalados en la Figura 2.5.a y repre - sentados en la Fig. 2.6. que partiendo de un punto de un pla - no π y girando alrededor de la línea L nos encontramos des - pués de una vuelta en el plano siguiente, lo cual explica el nombre de "dislocación de tornillo" dado en este caso a L.

Toda dislocación queda perfectamente definida por:

- La línea L, (línea de dislocación)
- el vector \vec{b} , llamado vector de Burgers.

Para una dislocación de cuña, \vec{b} es perpendicular a L, y pa - ra una dislocación de tornillo, \vec{b} es paralelo a L.

El vector de Burgers \vec{b} define la magnitud y dirección del deslizamiento, el cual se lo define por medio del circuito - de Burgers ilustrado por la Figura 2.7. La Figura 2.7.a re - presenta un circuito cerrado en un cristal perfecto, mientras que en la Figura 2.7b el bucle no se cierra, el vector que - hay que añadirlo para cerrarlo es en magnitud y en signo i - gual al vector de Burgers \vec{b} .

TEOREMAS DERIVADOS DE LAS DISLOCACIONES

- A. El vector de Burgers \vec{b} que define la dislocación tiene el mismo valor a lo largo de la línea de dislocación.

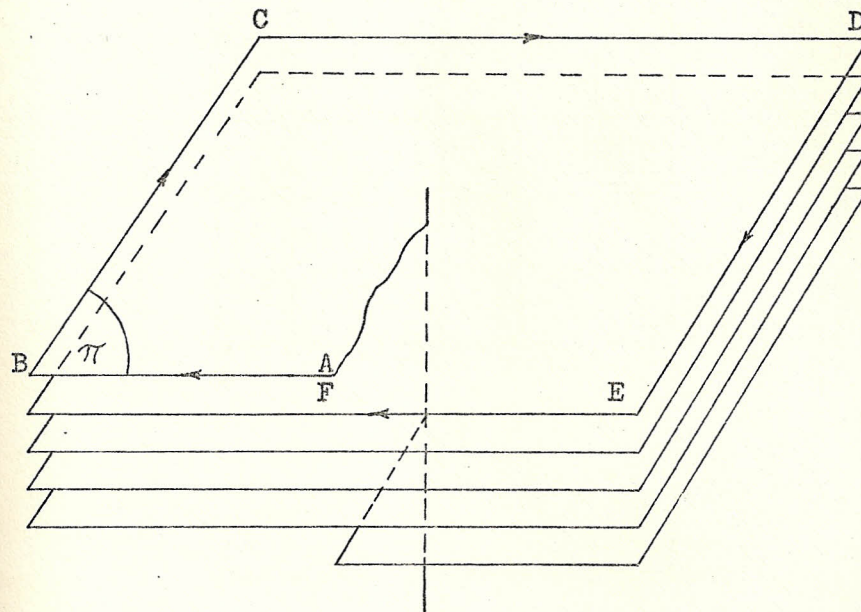
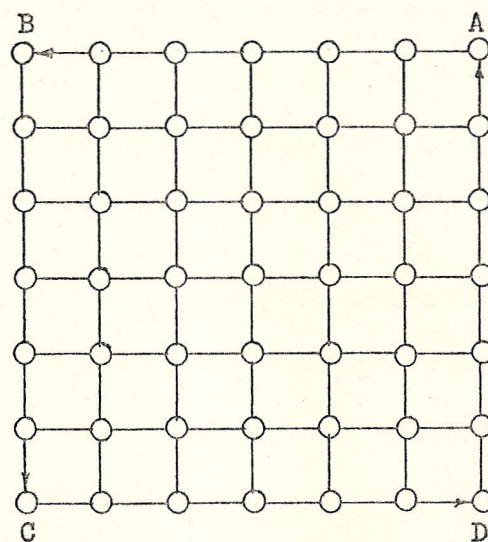
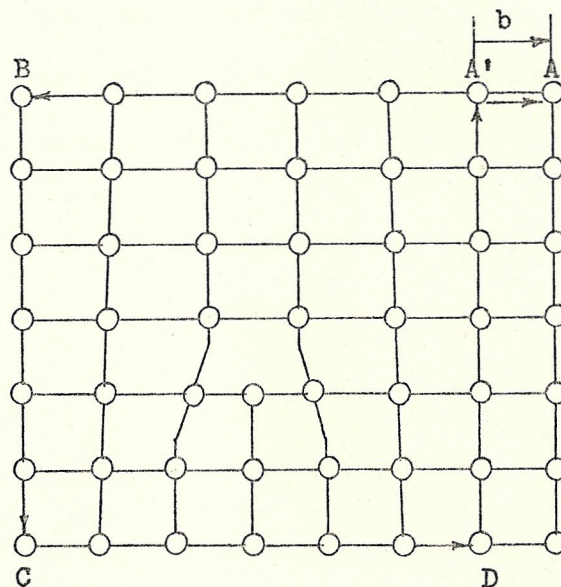


FIG. 2.6.- Helicoide formado por los planos normales a una dislocación tornillo.



(a)



(b)

FIG. 2.7.- Circuito de Burgers.

a) Circuito cerrado en un cristal perfecto

b) Circuito no cerrado correspondiente a una dislocación con vector de Burgers b .

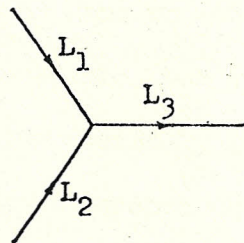
B. Una línea de dislocación no puede finalizar en el interior de un cristal, esta debe cerrarse sobre ella misma formando un bucle cerrado, o debe desembocar en otra imperfección.

C. Si dos líneas de dislocación L_1 y L_2 confluyen en una línea L_3 , el vector de Burgers de esta dislocación es la suma de los otros dos como se muestra en la Fig. 2.8.a - donde:

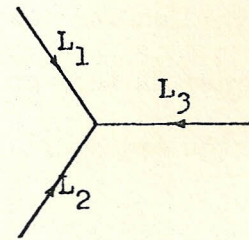
$$\vec{b}_3 = \vec{b}_1 + \vec{b}_2$$

Eligiendo como origen el nudo triple que es la más cómoda para redes tridimensionales, se invierte el sentido de L_3 y por tanto el de \vec{b}_3 , Figura 2.8b, de tal manera que:

$$\vec{b}_1 + \vec{b}_2 + \vec{b}_3 = 0$$



(a)



(b)

FIG. 2.8.- Nudo triple

ENERGIA DE UNA DISLOCACION:

desde el punto de vista energético, una estructura cristalina existe por que es una ordenación de átomos con un mínimo de energía libre. La energía de un cristal que contiene dislocaciones es mayor que la de uno perfecto, ésta energía corresponde a la deformación del cristal y es del orden de 1 ev. por plano atómico.

La energía de una dislocación en un determinado cristal es proporcional al cuadrado del vector de Burgers e inversamente proporcional al espacio interplanar normal al vector de Burgers (5).

La creación de una dislocación en un cristal requiere de una cierta energía, la cual resulta de la suma de dos términos: la "energía del corazón" + la "energía elástica".

La primera es debida a la deformación estructural existente en esta zona y la energía elástica se debe al campo de deformaciones y tensiones presentes en las áreas adyacentes al corazón de la dislocación.

En el caso de una dislocación de cuña, hay regiones comprimidas en C Fig. 2.9. en las que cada átomo ocupa menos volumen que el normal, y regiones en tracción T en las que cada átomo ocupa más espacio del debido, hay también regiones S de deformación de cizalladura en las que los ángu-

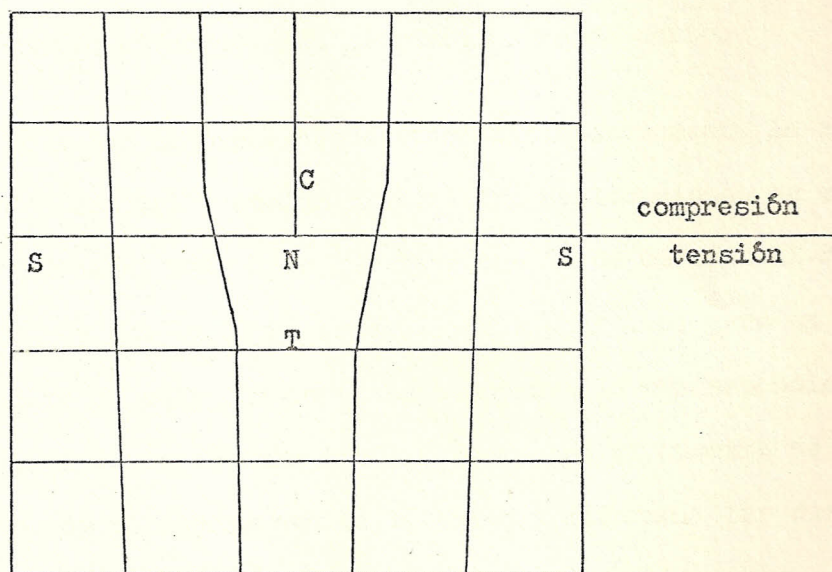


FIG. 2.9.- Tipos de deformación elástica en las inmediaciones de una dislocación cuña, en una red cúbica simple.

los han cambiado y hay una región N en la que no puede describirse la deformación como elástica de un cristal perfecto por que en ella se ha alterado el número de vecinos inmediatos y se han modificado las distancias. A diferencia de esta situación, en una dislocación de tornillo no existe tensión ni compresión sino solamente de corte.

Debido a que la presencia de dislocaciones aumenta la energía del cristal y que un cristal con dislocaciones es menos ordenado, esto hace que la entropía de un cristal real sea mayor que la de un cristal ideal perfecto; pero en incremento de entropía es tan pequeño que la correspondiente disminución de energía libre no compensa el aumento de ésta debido al incremento de la energía interna. Las dislocaciones por tanto son geoméricamente posibles pero no son estables desde el punto de vista termodinámico.

MOVIMIENTO DE LAS DISLOCACIONES

Una de las propiedades más importantes de las dislocaciones es su movilidad. Una dislocación puede cambiar de posición por deslizamiento o por trepado; o por una combinación de estos dos mecanismos.

El mecanismo de deslizamiento, es el desplazamiento de las dislocaciones en un plano determinado por la línea de dislocación y su vector de Burgers como respuesta a un esfuer-

zo cizallante. La figura 2.10 explica el mecanismo que actúa durante el deslizamiento de una dislocación, la resistencia que ofrece la red al deslizamiento llamada fuerza de Peierls es menor cuanto mayor es la zona en la que se extienden los desplazamientos de los átomos (ancho de la dislocación), de ello se sigue que los desplazamientos son más fáciles según los planos compactos (planos de deslizamiento $\{111\}$ en FCC, $\{0001\}$ en HC).

El mecanismo de trepado, puede producirse al aplicarse una tensión normal paralela a \vec{b} y la dislocación actúa como un manantial o un sumidero de vacantes.

La Fig. 2.11a representa el caso de una compresión, bajo el efecto de este esfuerzo el cristal tiende a aplastarse, y hace desaparecer el semiplano suplementario lo que hace subir la dislocación hacia los planos superiores. En el caso de una tensión de tracción Fig. 2.11b, la dislocación se encuentra sometida a una fuerza dirigida hacia abajo; en los dos casos se habla de trepado de la dislocación siendo esta clase de movimiento muy distinta del deslizamiento

Para que un semiplano suplementario se reduzca (primer caso) o se amplía (segundo caso) es necesario quitarle o añadirle átomos respectivamente; en el primer caso estos átomos se situarán en posición intersticial o llenarán las

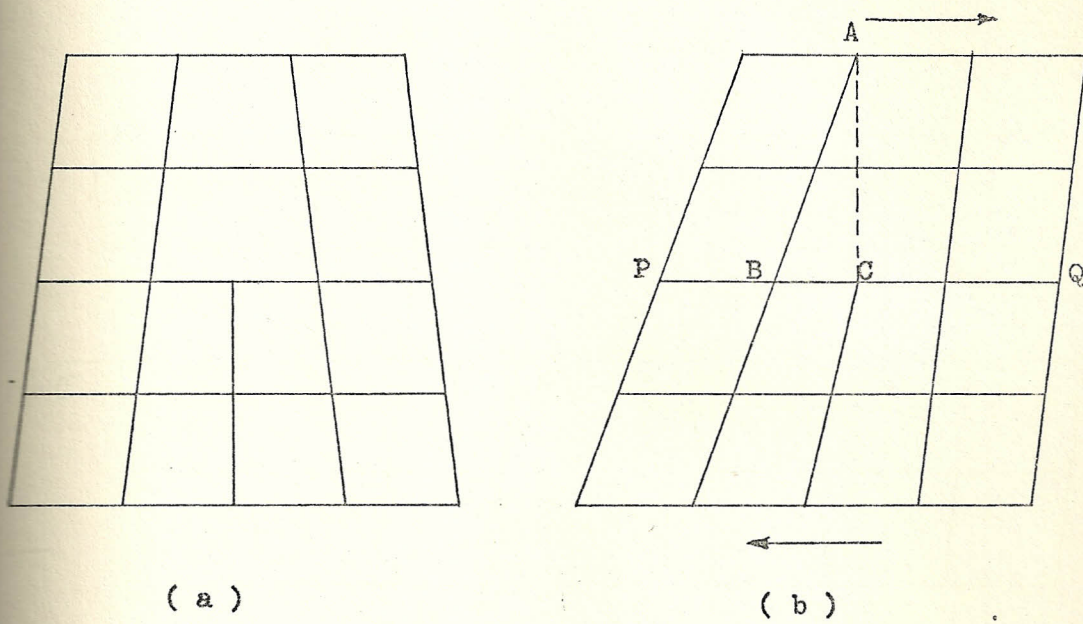


FIG. 2.10.- Movimiento de una dislocación por deslizamiento

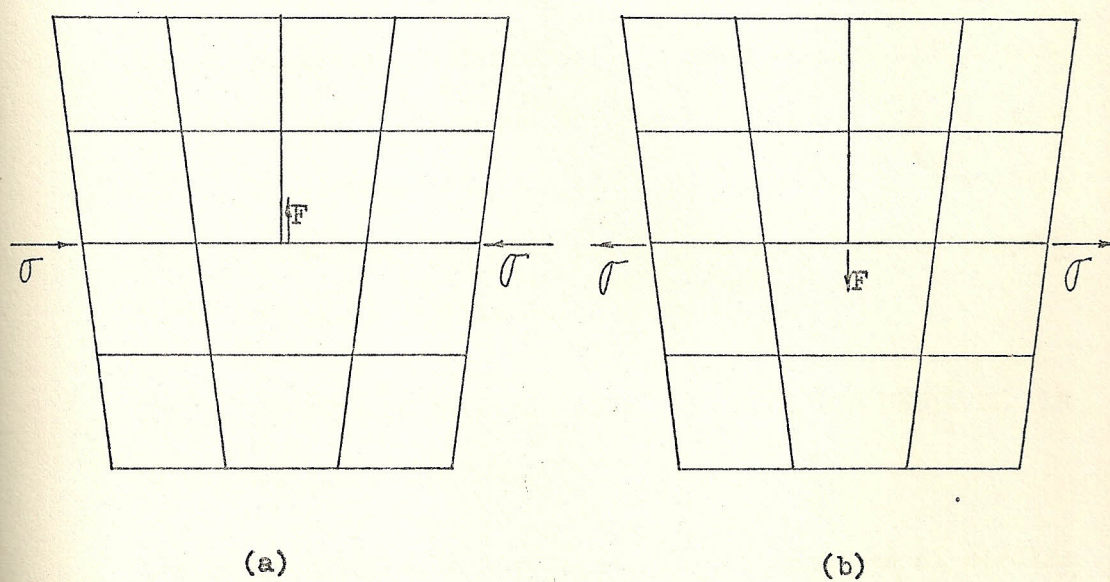


FIG. 2.11.- Movimiento de una dislocación por trepado

lagunas produciéndose creación de autointersticiales o eliminación de lagunas y migración de estos defectos hacia la red o hacia la dislocación, en el segundo caso para añadir átomos de la red produciéndose eliminación de autointersticiales o creación de vacancia.

De ello podemos concluir; que el trepado solamente es posible por difusión de los defectos puntuales, ya sea que éstos se formen en la dislocación y emigren enseguida a través de la red, o bien que provengan de la red y se eliminen en la dislocación. Se trata pues de un fenómeno activado térmicamente que sólo puede producirse a alta temperatura, no así el deslizamiento.

INTERPRETACION DE LA DEFORMACION PLASTICA POR MEDIO DE LA TEORIA DE LAS DISLOCACIONES

Los bajos valores de las tensiones que producen el cizallamiento de los cristales reales se debe a que dicho proceso no se produce simultáneamente a través de todo el cristal debido a las imperfecciones que contiene, sino que ocurre sucesivamente por movimiento de dislocaciones a lo largo de planos cristalográficos definidos, llamados planos de deslizamiento. El plano de deslizamiento es el de mayor densidad atómica y la dirección de deslizamiento es la más compacta dentro de dicho plano ver Tabla 2.4., puesto que

los planos de mayor densidad atómica son también los más ampliamente separados en la estructura cristalina, la resistencia al deslizamiento es menor en éstos planos que en otros juegos de planos. Si la dislocación alcanza en su movimiento la superficie del cristal se forma un escalón de , altura igual al vector de Burgers dando origen a la deformación plástica.

La tensión de deformación plástica aumenta continuamente con la deformación, fenómeno que se conoce como endurecimiento por deformación, el cual se produce debido a la interacción de dislocaciones en movimiento con otras existentes que no intervienen directamente en la deformación dando lugar a la formación de codos en un plano que no es de deslizamiento del cristal (dislocaciones supersesiles de Cottrell-Lomer) que dificultan el movimiento de la dislocación, produciéndose así apilamientos de dislocaciones rodeados cada uno de un campo de tensiones que se opone al movimiento de las dislocaciones de otros planos dejando de actuar los manantiales que necesitaban tensiones más elevadas para iniciar la generación de dislocaciones.

MULTIPLICACION DE DISLOCACIONES. MANANTIAL DE FRANK - READ

El bajo límite elástico de los cristales puros nos lleva a la conclusión de que en los cristales recocidos por comple-

to y en los solidificados cuidadosamente a partir del líquido deben existir manantiales de dislocaciones. La energía lineal de las dislocaciones es tan elevada que hace difícil que las tensiones de razonable magnitud puedan crear nuevas dislocaciones en una región del cristal donde antes no existía ninguno, ni aún con la ayuda de la agitación térmica. Los materiales totalmente recocidos contienen unas 10^6 a 10^8 líneas de dislocación por centímetro cuadrado, mientras que en los intensamente deformados en frío contienen 10^{12} líneas por centímetro cuadrado.

De no existir manantiales engendrando dislocaciones la deformación en frío produciría una disminución en vez de un aumento de la densidad de dislocaciones; por consiguiente, debe existir un proceso que engendre dislocaciones o multiplique el número inicialmente presente para producir la elevada densidad de dislocación hallada en los metales deformados en frío. El esquema mediante el cual se pueden engendrar dislocaciones a partir de las ya existentes se conoce como Manantial de Frank - Read.

Para explicar este mecanismo consideremos un segmento de dislocación PQ en un cristal Fig. 2.12a, se lo considera "anclado" en los puntos P y Q, bien por unirse a nodos a otras dislocaciones o por la presencia de segundas fases o impurezas en esos puntos. Consideremos el caso en que el vector

de Burgers es perpendicular a la línea PQ, una tensión cizallante paralela al plano del dibujo y perpendicular a PQ ejercerá una fuerza sobre la dislocación obligándola a moverse y produciendo cizallamiento en la parte del cristal que está por encima del plano del dibujo con respecto a la que está por debajo, a esta fuerza se opone la tensión lineal de la dislocación $T \approx G \cdot b^2$ (5), es decir el hecho de que la energía es proporcional a la longitud y es necesario consumir trabajo para alargar la dislocación, si se aplica una fuerza suficiente el área deslizada aumentará en la forma que indica la Fig. 2.12, en la que la zona rayada es la región a través de la cual se a movido la dislocación por efecto de la fuerza aplicada. Puede verse que cuando la dislocación inicial forma un bucle cerrado Fig. 2.12f, queda un componente en la posición original de partida Fig.2.12 a repitiéndose el proceso indefinidamente desde el punto de vista geométrico.

Si el bucle logra salir a la superficie libre del cristal origina un escalón que es visible si tiene el tamaño suficiente y la multiplicación de los bucles continuará casi indefinidamente, pero cuando no puede salir del cristal el número de dislocaciones engendradas por un manantial queda limitado a menos que se aplique una tensión progresivamente creciente para comprimir más bucles en el espacio disponible.

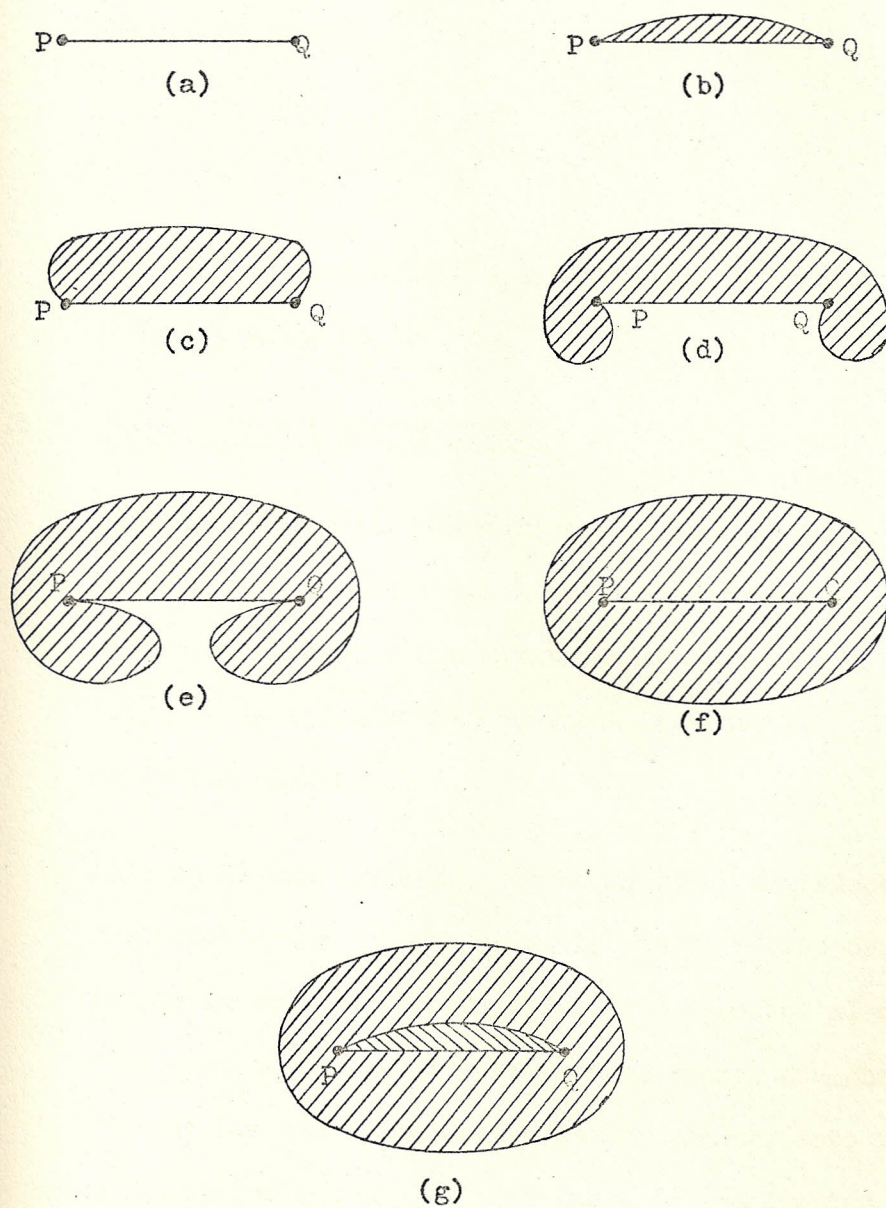


FIG. 2.12.- Etapas sucesivas en el funcionamiento de un manantial de Frank-Read.

La tensión crítica necesaria para hacer actuar el manantial está dado por:

$$\sigma_c = \frac{2 \cdot G \cdot \vec{b}}{L} \quad (5)$$

donde: L es la longitud del manantial, la longitud crítica, L es del orden de 10^{-4} cm.

2.1.3. IMPERFECCIONES SUPERFICIALES

Las imperfecciones superficiales de naturaleza estructural se deben a las alteraciones en el apilamiento de los planos atómicos a través de un límite, dicha alteración puede ser tanto en la orientación cuanto en la secuencia de apilamiento de los planos.

Así, se llaman límites de grano aquellas imperfecciones superficiales que separan cristales de diferente orientación, dentro de un agregado policristalino. Debido al desorden de los átomos en los límites, éstos tienen una energía mayor que los que están dentro de los granos, esto proporciona un ataque más rápido a lo largo de los límites que son visibles al microscopio.

Cuando una porción del cristal toma una orientación que está relacionada de un modo simétrico definido con la del resto del cristal sin deformar se denomina Maclaje, las cuales

se pueden producir por deformación mecánica (maclas mecánicas) o como resultado del recocido que sigue a la deformación plástica (maclas de recocido); debido a su energía elevada los límites de macla se atacan aproximadamente a la misma velocidad que los límites de grano.

Por último un error de apilamiento es una imperfección superficial resultante del apilamiento de un plano atómico fuera de la secuencia, mientras que a cada lado de la falla la red es perfecta; tales errores se originan durante el crecimiento cristalino o por deformación plástica.

2.2. DIFUSION

La difusión es uno de los procesos más importantes de transferencia en los metales. La teoría de la difusión en los cuerpos sólidos está basada a las ideas fundamentales de la cinética física y la termodinámica desequilibrada, está estrechamente vinculada con el estudio sobre los defectos en los cristales y es una parte importante de la física de los cuerpos sólidos.

Difusión se llama al proceso de nivelación espontánea de la concentración, estando su flujo de difusión relacionado con la tendencia del sistema a aumentar la entropía al mezclarse, la cual se realiza gracias a la agitación térmica (3). La transferencia de sustancias se efectúa mediante el movimiento desordenado de las partículas (átomos, iones, moléculas).

La difusión en los sólidos puede dividirse en: difusión en los cristales, difusión a lo largo de las dislocaciones, difusión en los límites de los cristales y difusión sobre las superficies.

Los átomos de un cristal se vuelven estáticos sólo al cero absoluto ($- 273^{\circ}\text{C}$), bajo estas condiciones los átomos se colocan en sus posiciones de menor nivel de energía respecto a sus vecinos, Fig 2.13 La distancia de equilibrio (distancia interatómica) entre los centros de los dos átomos vecinos puede considerarse como la suma de sus radios, siendo esta distancia alterada debido a varios factores entre otros: temperatura, valencia iónica y número de átomos adyacentes. En el apéndice A se da el radio atómico para algunos elementos.

La difusión en los cristales, tiene lugar por el movimiento de los átomos individuales respecto al cristal cuya posición está definida por todos los átomos que cambian su posición relativa (Proceso unitario de difusión), como los átomos vibran continuamente alrededor de sus posiciones medias, el salto sólo puede producirse si el átomo tiene una energía suficientemente elevada y si existe una posición a la que pueda ocupar.

Para que los átomos cambien de lugar, es necesario que su energía sea mayor a la mostrada en la Fig. 2.14 La energía requerida para sobrepasarlos (junto con la energía de deformación del defecto) se llama ENERGIA DE ACTIVACION de la difusión, la misma que varía con

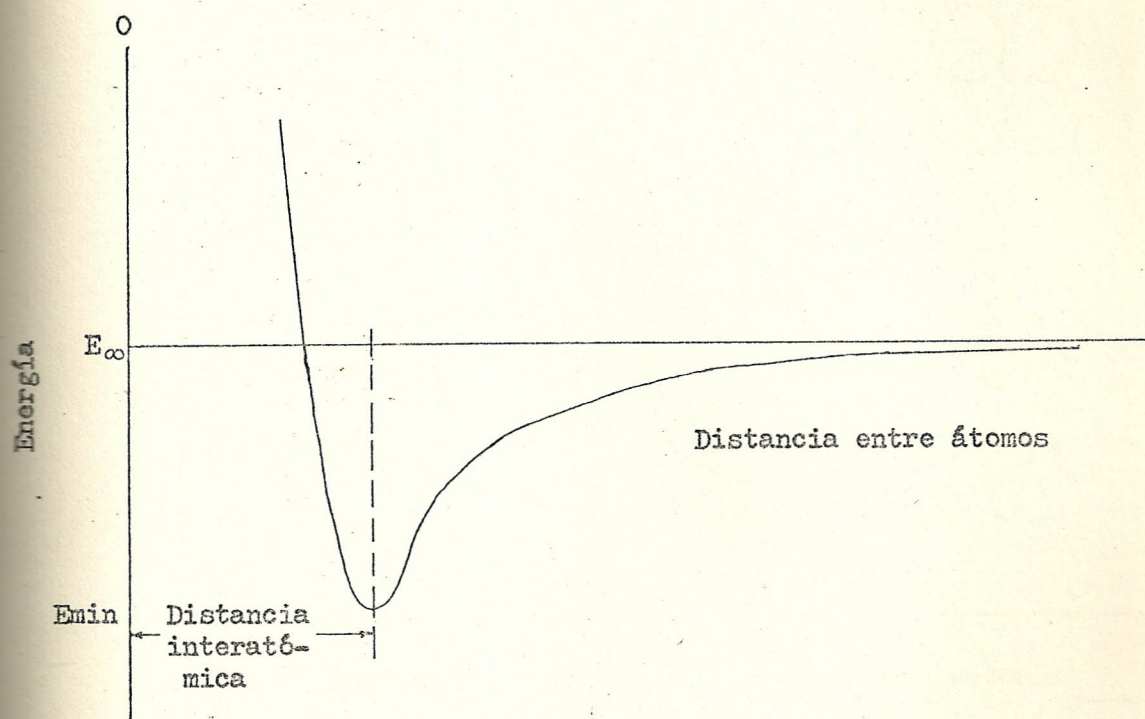


FIG. 2.13.- Variación de la energía entre dos átomos, al variar la distancia entre ellos.

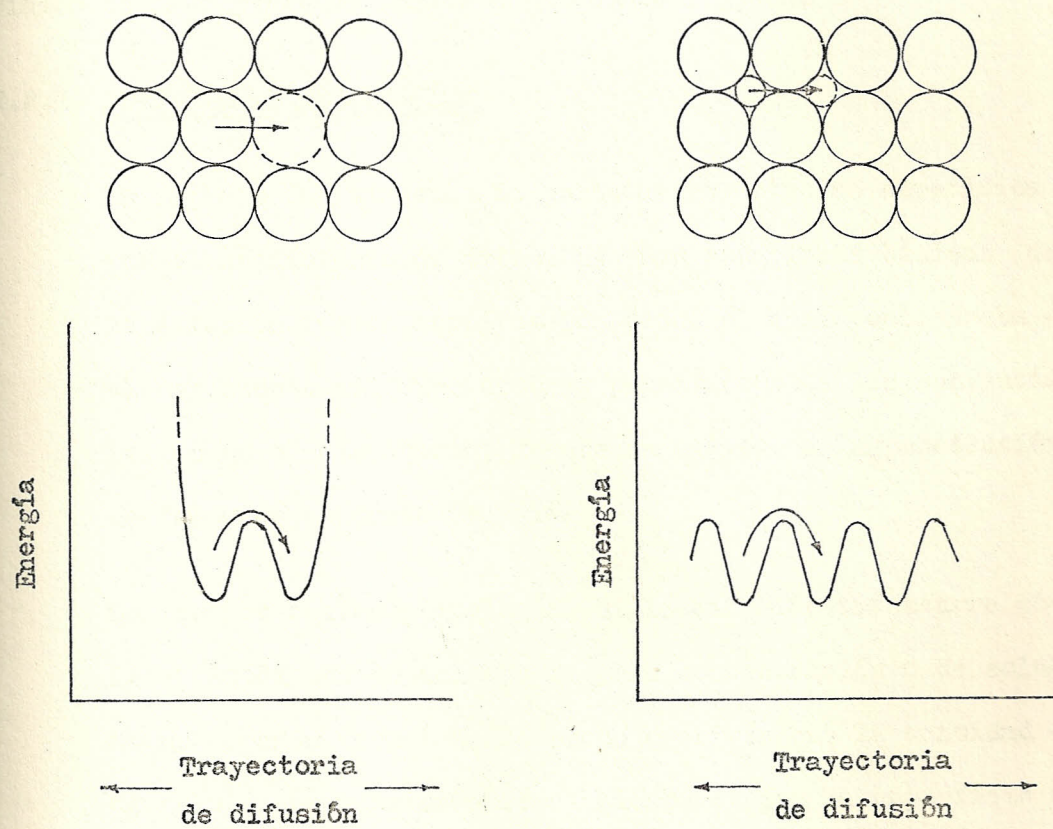


FIG. 2.14.-- ENERGIA DE ACTIVACION

el tamaño de grano, temperatura, tipo de defecto, finalmente se requieren de altas energías de activación para la difusión de materiales de alto punto de fusión fuertemente ligados.

2.2.1. COEFICIENTE DE DIFUSION

La rapidéz de difusión de un metal en otro se especifica por el coeficiente de difusión. Las ecuaciones básicas de la difusión fueron escritas por Fick, el cual consideraba al movimiento difusivo como la penetración de la sustancia soluto en el disolvente, lo que es análogo a la penetración de calor en un ducto (Fourier).

De acuerdo con esta analogía, si la difusión transcurre sólo en la dirección del eje X, y la concentración C de soluto no depende de Y i Z, se puede escribir que la cantidad de soluto que pasa durante el tiempo dt por la superficie S siendo la concentración C (X), es igual a:

$$dq = - D.S. \frac{\partial C}{\partial X} \cdot dt \quad (3)$$

donde: $\frac{\partial C}{\partial X}$ es el gradiente de concentración.

Introduciendo la densidad de flujo de la sustancia $J = dq/S \cdot dt$, obtendremos la primera ecuación de Fick

$$J (X) = - D \left(\frac{\partial C}{\partial X} \right)$$

el signo menos significa que el flujo está dirigido desde la región de mayor concentración hacia la de menor concentración.

$$\text{Si } [C] = \frac{\text{partículas (moles)}}{\text{cm}^3}$$

$$[J] = \frac{\text{partículas (moles)}}{\text{cm}^2 \text{ seg.}}$$

La dimensión del coeficiente de difusión es:

$$[D] = \frac{\text{cm}^2}{\text{Seg.}}$$

La segunda ecuación de Fick, describe la variación de la concentración de la sustancia que se difunde en el espacio y en el tiempo, la cual está dado por:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \cdot \frac{\partial^2 C}{\partial X^2} \quad (3)$$

De esta ley es fácil apreciar por que los pasos finales de homogeneización son lentos, como se muestra en la Fig.2.15 en donde la rapidez de crecimiento según el gradiente de concentración va disminuyendo con el tiempo.

A pesar de que el coeficiente de difusión es una función de varias variables, la más importante es la temperatura y como todos los átomos vibran constantemente respecto a sus

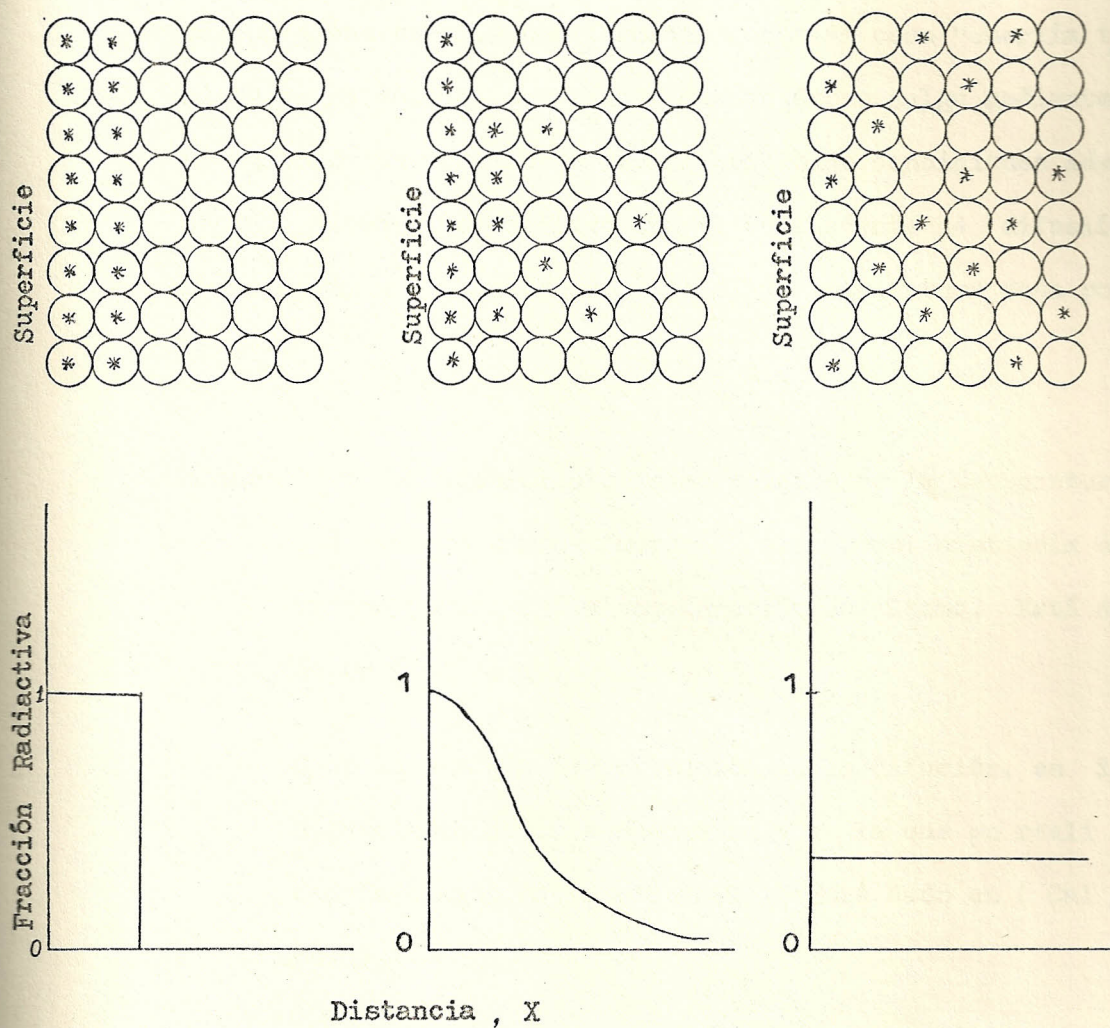


FIG. 2.15.- Representación esquemática de la variación de concentración con la distancia para el caso de níquel radiactivo

posiciones de equilibrio en la red y la amplitud de vibración aumenta al elevarse la temperatura, la energía asociada con estas vibraciones térmicas conocida como "energía térmica" es suficiente para hacer que un átomo salga mediante un salto de su posición de equilibrio bajo condiciones adecuadas. Arrhenius concluyó que el coeficiente de difusión crece según una función exponencial de temperatura dada por

$$D = D_0 \cdot \exp (- Q/R.T)$$

donde: D_0 es un coeficiente independiente de la temperatura que incluye varios factores tales como: distancia de vrinco y frecuencia de vibración del átomo. Está dado en ($\text{cm}^2/\text{seg.}$)

Q es la energía de activación de la difusión, es independiente de la temperatura y es la que en reali - dad determina la función $D(T)$. Está dado en (Cal / mol).

R es la constante de los gases, igual a 1.987 Cal / mol $^{\circ}\text{K}$.

T temperatura absoluta ($^{\circ}\text{K}$).

La ecuación de Arrhenius muestra que debe existir una relación lineal entre $\log D$ y $1/T$ si se trata de un solo proce - so activado, los resultados experimentales confirman estas

afirmaciones y los valores de Q y D_0 se obtienen a partir de la pendiente y la ordenada, la cual se muestra en la Figura 2.16.

Puesto que $\log D = \log D_0 - (Q/R.T)$ o bien

$$Q = R.T. (\log D_0 - \log D)$$

La expresión general para el coeficiente de difusión D está dada por la primera ecuación de Fick, en donde la fuerza impulsora de la difusión es el gradiente de concentración $\partial C / \partial X$ y que el proceso se interrumpe cuando se alcanza una concentración uniforme.

Esta condición no se cumple en el caso de sistemas metálicos, porque el estado de equilibrio de una aleación no es necesariamente aquel en que la composición es la misma en todos los puntos, sino la igualdad de potencial químico en todos los puntos del sistema, siendo la verdadera fuerza impulsora de la difusión el gradiente de potencial químico. Esto explica el porque puede producirse difusión de un componente desde una región de menor concentración a otra de mayor concentración, sin embargo dentro de una misma fase el gradiente de composición es parecido al de concentración y es admisible medir y definir el coeficiente de difusión empleando el gradiente de concentración, siendo esta forma en que se dan usualmente los resultados experimentales.

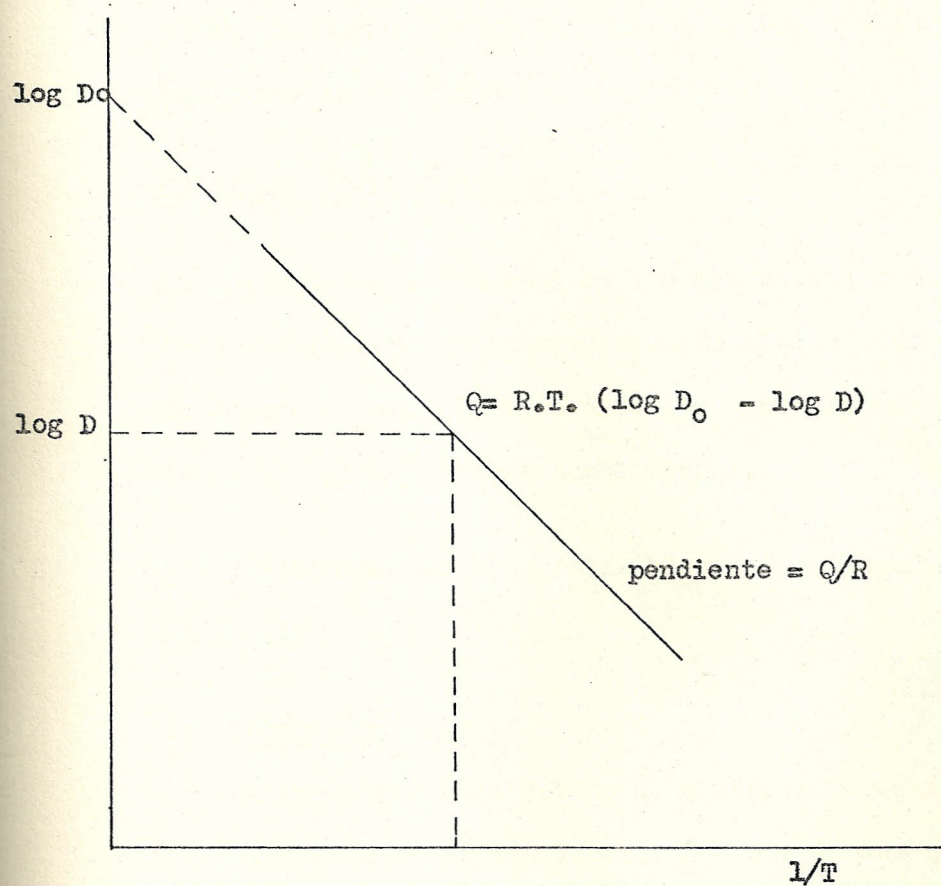


FIG. 2.16.- Variación de la constante de difusión con la temperatura.

En la Tabla 2.5, estan representados algunos resultados experimentales de los coeficientes de autodifusión en metales puros, mientras que en la Tabla 2.6, los de difusión de las impurezas en el hierro.

2.2.2. MECANISMO DE LA DIFUSION

Las magnitudes que entran en las ecuaciones para los parámetros de difusión, adquieren sentido físico concreto cuando se conoce el mecanismo de difusión o por lo menos sobre éste se han hecho algunas suposiciones.

Los diferentes mecanismos posibles están ilustrados en la Fig. 2.17

1.- Intercambio simple

Es muy improbable debido a la fuerte repulsión a corta distancia entre los átomos, los dos átomos que participan en el salto requerirán una energía de activación - considerable.

2.- Intercambio cíclico

Las fuerzas de repulsión tienen un papel activo en donde cada átomo empuja a su vecino dando lugar a una especie de permutación circular.

3.- Mecanismo de vacancias

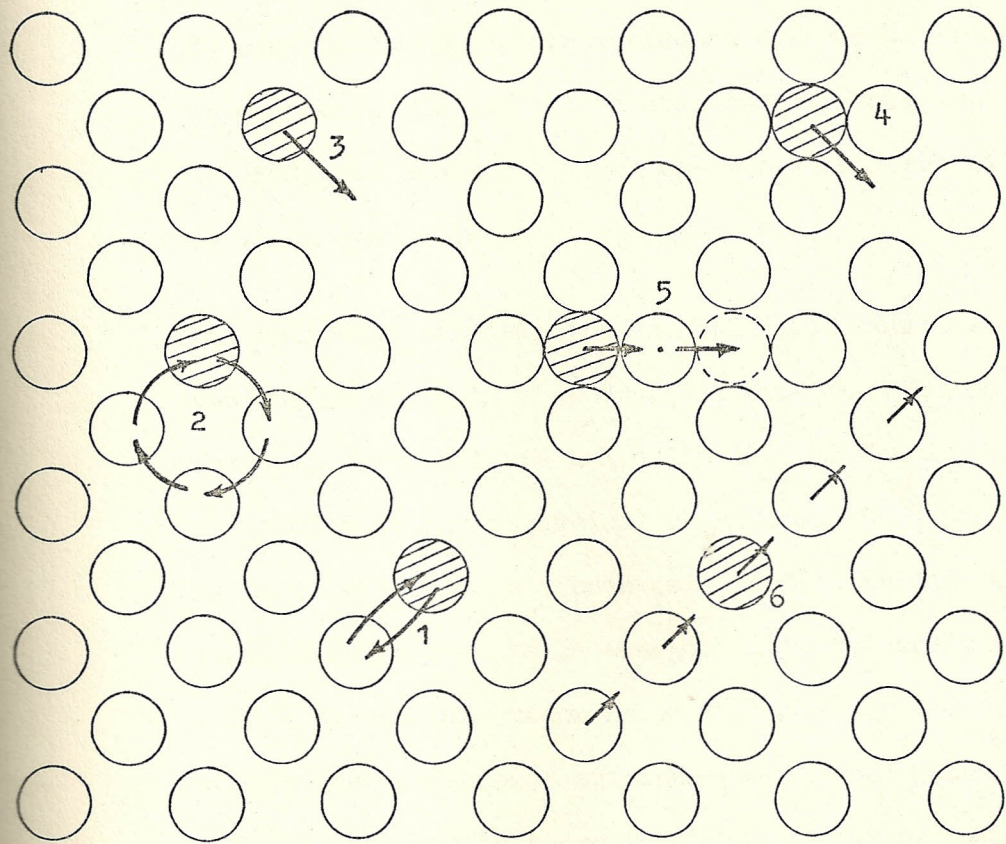


FIG. 2.17.- Mecanismos elementales de la difusión: (1) cambio directo, (2) cambio cíclico, (3) lagunar, (4) intersticial directo, (5) intersticial indirecto, (6) "crowdion".

Constituye el mecanismo más simple. Si un puesto de la red está desocupado, uno de los átomos más próximos puede pasar a ocuparlo, conservándose siempre una vacante en el puesto que aquel deja abandonado. Para los metales FCC este mecanismo es el más probable desde el punto de vista energético.

Las vacancias son defectos de equilibrio cuando su concentración es igual a la de equilibrio termodinámico, en donde la energía libre del cristal (como función de concentración de las vacancias) es mínima. La mayor parte de otros defectos no tienen esta particularidad, o sea su existencia aumenta la energía libre del cristal. Además en el cristal pueden haber vacancias de desequilibrio cuando las condiciones externas cambian con mucha rapidez y el sistema no tiene tiempo de llegar al estado de equilibrio.

Las vacancias pueden obtenerse por diferentes procedimientos: deformación, irradiación y por el rápido enfriamiento del metal con la temperatura (Temple).

4. Mecanismo intersticial

El átomo salta de un sitio intersticial a otro sitio intersticial vecino, es el mecanismo de difusión de los átomos forasteros en solución sólida de inserción: Carbo-

no o Nitrógeno en el hierro, por ejemplo.

5. Mecanismo intersticial indirecto

La Figura 2.18 muestra la secuencia de saltos del átomo A^* , representando por (i) y (s) a las posiciones de inserción y sustitución.

2.2.3. DIFUSION EN LAS DISLOCACIONES

La idea sobre la aceleración de la difusión por las dislocaciones influye en la deformación plástica. Así en un monocristal bien recocido quedan $10^4 - 10^8$ dislocaciones por cada cm^2 de cualquier sección, mientras que en la deformación plástica la densidad de las dislocaciones aumenta a $10^{10} - 10^{12} \text{ cm}^{-2}$, ésta elevada densidad hace que las dislocaciones desempeñen el papel principal de la difusión. Se ha comprobado que las dislocaciones para los átomos desempeñan el papel de arterias del movimiento acelerado, siendo el coeficiente de autodifusión a lo largo de las dislocaciones mayor que en la red cristalina. Además el aporte relativo de la difusión a lo largo de las dislocaciones es mayor cuanto menor sea la temperatura.

2.2.4. DIFUSION EN LOS LIMITES DE GRANO

Si medimos el coeficiente de difusión en un material policristalino con grano suficientemente pequeño en un intervalo

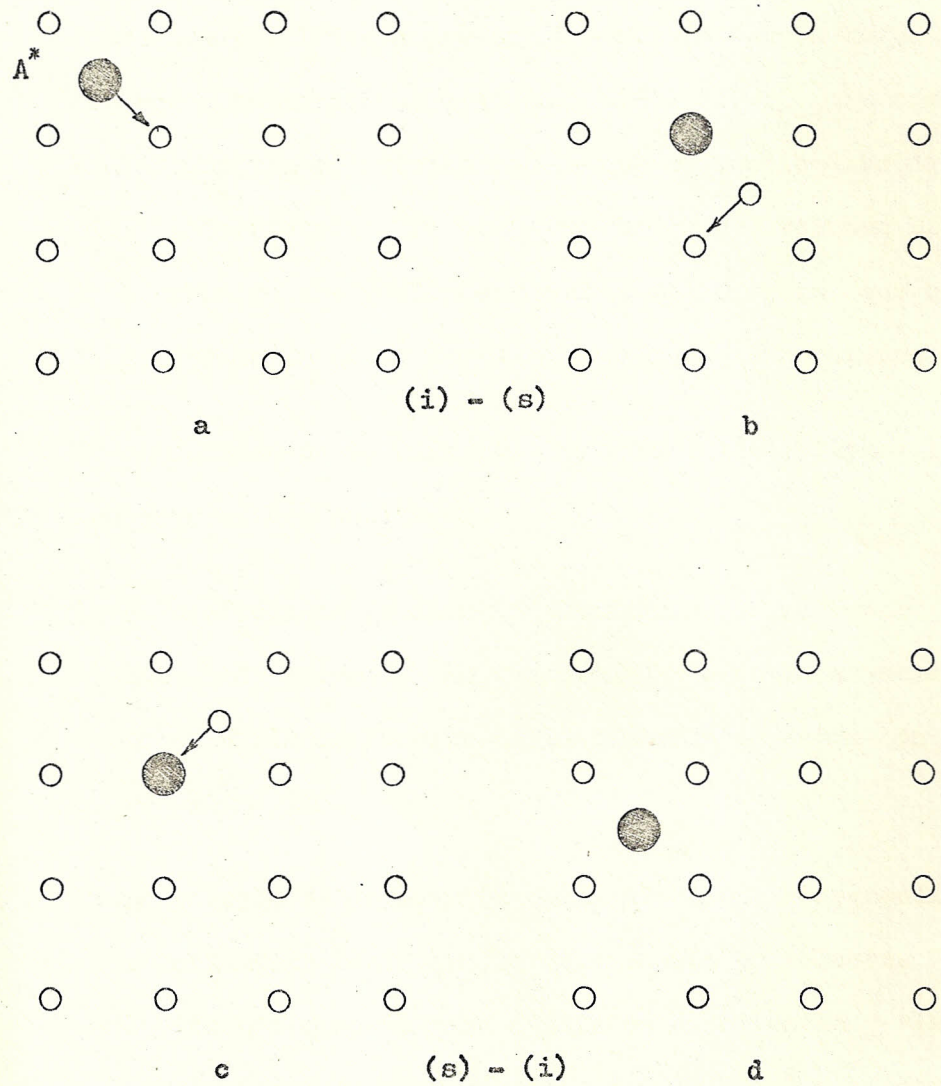


FIG. 2.18.- Difusión de un átomo de trazador A^* por el mecanismo intersticial indirecto.

lo amplio de temperaturas, veremos que la dependencia lineal entre $\log D$ y $1/T$ siempre se altera. La Figura 2.19, muestra que a temperaturas menores a $0.6 - 0.7 T_{fus}$ la recta cambia de pendiente, esto se debe a que el coeficiente de difusión intercrystalina D' es mayor que el de volumen D , pero la energía de activación es menor ($Q' < Q$), lo que conduce a la desviación de la ley de Arrhenius a temperaturas bajas.

En el estudio de la difusión intercrystalina, Fisher llegó a los siguientes resultados:

1. El coeficiente de difusión intergranular es mucho mayor que el de volumen. La relación D'/D en la mayoría de los casos varía en función de la temperatura entre los límites $10^3 - 10^5$.
2. La energía de activación de la difusión intergranular es notablemente menor que la de difusión en volumen. La relación Q'/Q varía para distintos disolventes y elementos diferentes entre los límites de 0.35 a 0.7 y aumenta algo para los disolventes con red BCC (0.55 - 0.7) en comparación con la red FCC (0.35 - 0.55) y con el aumento de la temperatura de fusión del disolvente. La Tabla 2.7 representa algunos resultados de energías de activación.

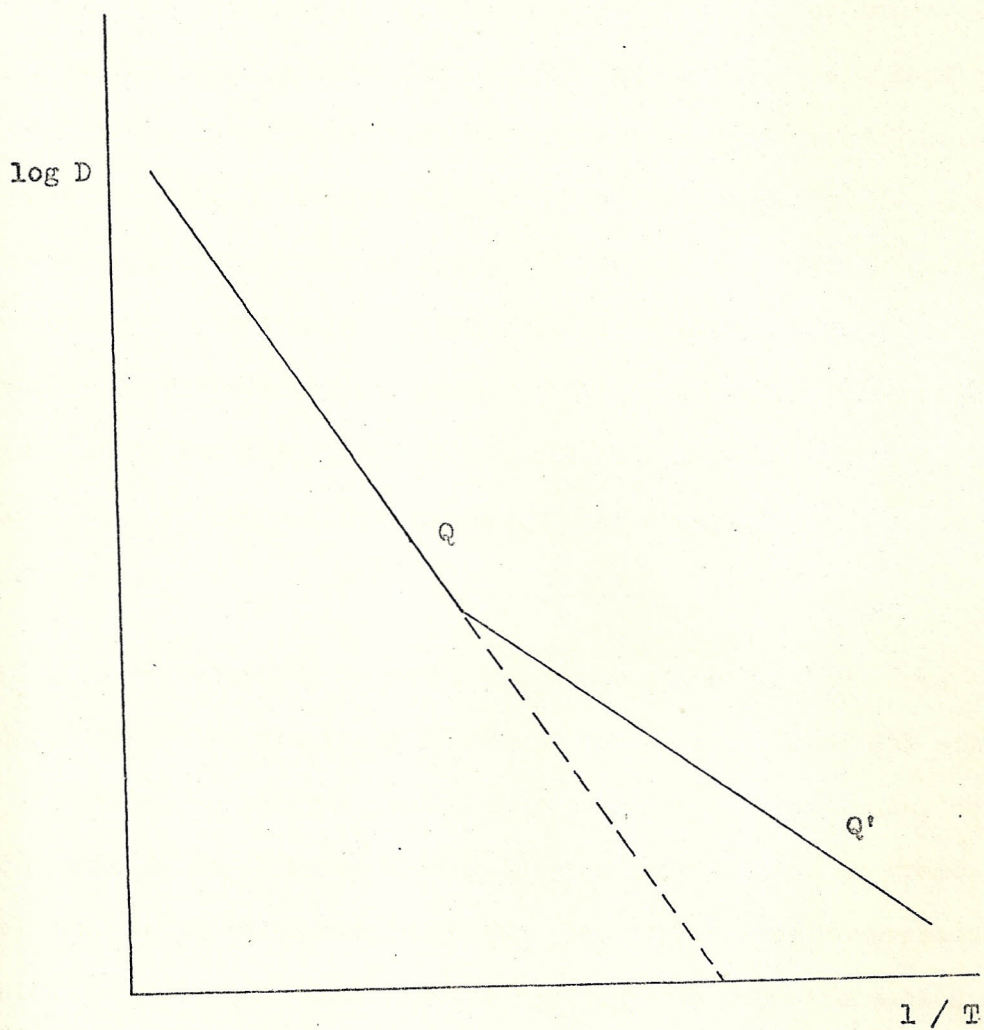


FIG. 2.19. Dependencia que caracteriza la desviación de la ley de Arrhenius, debido a la difusión acelerada por las fronteras intergranulares.

2.3. EL MECANISMO DE COTTRELL

La adición de átomos de soluto en solución sólida en la red de átomos de solventes produce una aleación que es más resistente que el metal puro, estas soluciones sólidas entran en la red de solvente en sustitución o en inserción; son soluciones sólidas de sustitución cuando los átomos de soluto tienen radio atómico y estructura electrónica parecida a los del solvente y ocupan puntos reticulares en la red cristalina, mientras que en las soluciones sólidas intersticiales los átomos de soluto son más pequeños ($< 1 \text{ \AA}$), que los del solvente y ocupan posiciones en inserción con la red del solvente.

El endurecimiento de un metal por átomos de soluto se debe a la distribución no aleatoria de estos átomos en la red del solvente los cuales se agrupan perfectamente en las dislocaciones, defectos de apilamiento, límites de ángulo pequeño y límites de grano. En el caso de una dislocación de cuña hay regiones en compresión tracción y cizalladas; análogamente hay regiones con deformación de cizalladura alrededor de una dislocación de tornillo, como consecuencia es posible que los átomos de un soluto puedan ocupar posiciones próximas a una dislocación porque allí producen menos deformación elástica que en cualquier otro sitio del cristal. Así un átomo intersticial lleva menos energía asociada si se acomoda en la región dilatada de la proximidad de una dislocación de cuña, mientras que un átomo sustituyente producirá energías de deformación-

mínimas si se sitúa en posiciones de las zonas de compresión tracción según sea más pequeña o más grande que los átomos de la matriz de ello se deduce que la energía mínima de configuración de una solución sólida corresponde a una segregación de los átomos solutos sobre las dislocaciones, con esta segregación disminuye la entropía del sistema y a cualquier temperatura habrá un equilibrio con una determinada proporción de segregación del tipo descrito siendo esta segregación máxima a bajas temperaturas y desaparece a temperaturas suficientemente elevadas.

Cottrell ha demostrado que el endurecimiento a partir de átomos soluto se produce por la interacción de éstos átomos con las dislocaciones dando lugar a la formación de una nube conocida como "atmósfera de Cottrell", a su vez la energía del cristal que contiene átomos solutos disminuye cuando estos se segregan sobre las dislocaciones, este mínimo de energía conduce a la siguiente relación:

$$C = C_0 \exp \frac{-U}{k.T}$$

donde: C es la concentración local de los átomos de soluto alrededor de las dislocaciones.

C_0 es la concentración media del cristal

U es la energía de interacción entre el átomo soluto y la dislocación.

Si la temperatura desciende la atmósfera soluta se vuelve más concentrada y por debajo de cierta temperatura crítica la atmósfera se condensa en una sola línea de átomos solutos paralela a la línea de dislocación originando que dicha dislocación quede anclada por la atmósfera de solutos. La Fig. 2.20 ilustra el caso de interacción de átomos solutos con una dislocación de cuña.

En el caso de un acero suave, la atmósfera de Cottrell se debe a la interacción de átomos de carbono con las dislocaciones mientras que en el hierro el elemento principal es el nitrógeno; es necesario por tanto conocer cuanto carbón o nitrógeno intervienen en la formación de atmósferas alrededor de las dislocaciones. El número de átomos de carbono en una atmósfera no es conocida con certeza pero puede ser asumida del orden de 1 átomo de carbono por distancia atómica a lo largo de la dislocación; como el átomo de hierro de estructura BCC tiene un diámetro de 2.5 \AA , en una dislocación de 1 cm. de largo hay 10^8 \AA o 4×10^7 distancias atómicas, entonces habrá 4×10^7 átomos de carbono por centímetro de dislocación; como la densidad de dislocaciones en un cristal recocido es de 10^8 cm^{-2} , mientras que en un metal trabajado en frío es de 10^{12} cm^{-2} , entonces en el estado recocido la longitud total de toda dislocación en 1 cm^3 es 10^8 cm . y con 40×10^7 átomos de carbono por centímetro, el número total de átomos de carbono es 4×10^{15} . Esta cantidad tenemos que comparar con el número total de átomos de hierro en el mismo cristal, si la longitud de una celda unidad BCC es 2.86 \AA hay

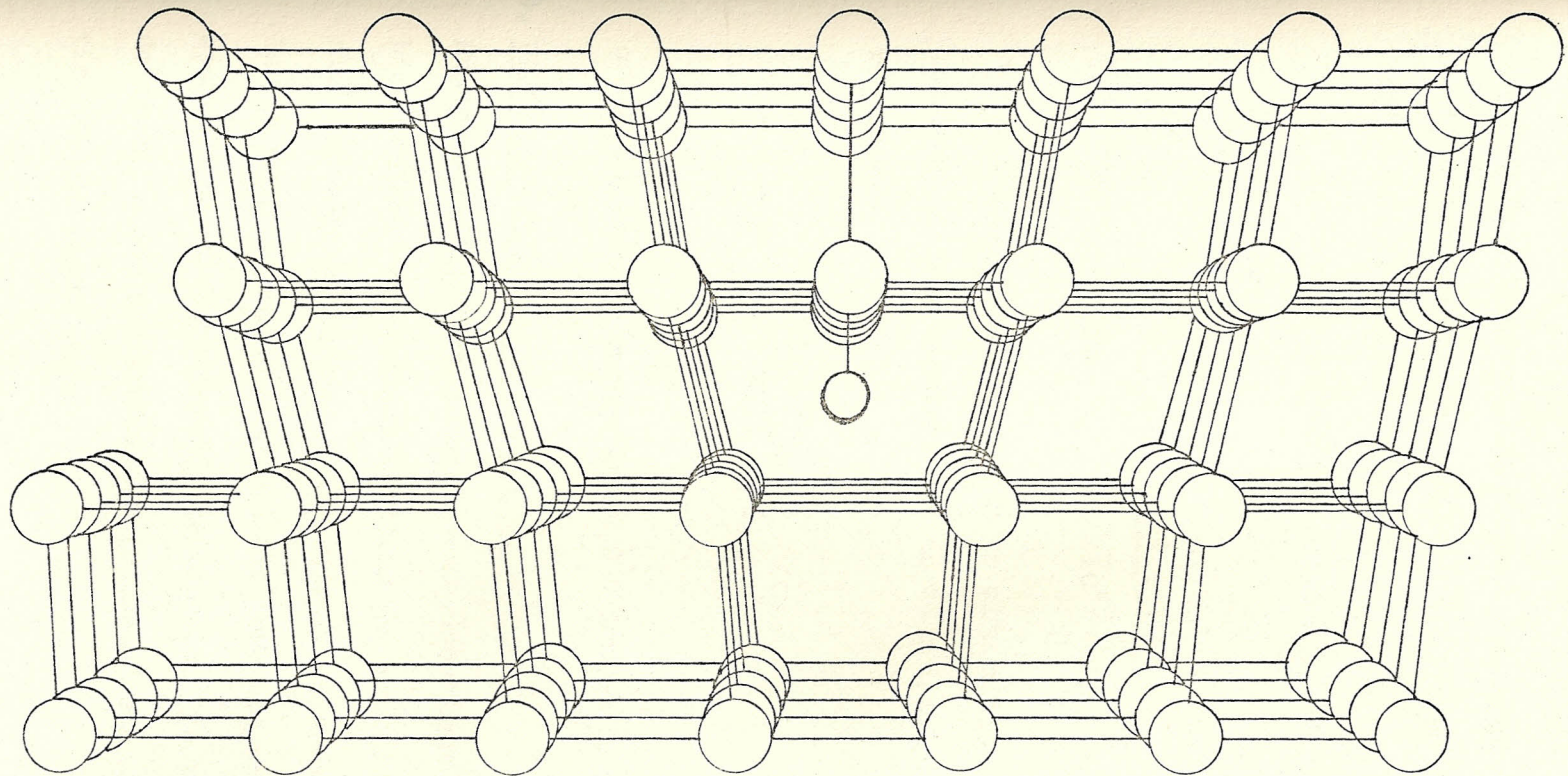


FIG. 2.20.- Interacción de átomos solutos en una dislocación de cuña

entonces 4.3×10^{22} celdas unidad en un centímetro cúbico (1 cm^3) pero como la estructura BCC tiene 2 átomos por celda unidad, el número de átomos de hierro es 8.6×10^{22} o aproximadamente 10^{23} . La concentración de átomos de carbón requeridos para formar una atmósfera de 1 átomo de carbón por distancia atómica a lo largo de una dislocación es:

$$\frac{N_C}{N_C + N_{Fe}} = \frac{N_C}{N_{Fe}} = \frac{4 \times 10^{15}}{10^{23}} = 4 \times 10^{-8} \quad (14)$$

o 4 (cuatro) átomos de carbón en cien millones ($100'000.000$) de átomos de hierro; mientras que en un cristal trabajado en frío se requieren:

$$\frac{N_C}{N_{Fe}} = 4 \times 10^{-4}$$

o sea 4 átomos de carbón en 10.000 átomos de hierro.

2.4. FENOMENO DEL LIMITE ELASTICO APARENTE

Muchos metales, particularmente el acero bajo en carbono (hierro cúbico centrado con pequeña cantidad de carbono en solución intersticial) muestra un tipo de transición localizada y heterogénea desde la formación elástica a la plástica que produce un límite elástico-aparente en la curva tensión-deformación, en vez de tener una curva de fluencia con una transición gradual desde el comportamiento elástico al plástico.

Los metales con límite elástico aparente tiene una curva de fluencia σ , un diagrama carga-alargamiento similar al de la Figura 2.21 en donde la carga que produce la primera deformación plástica apreciable con un descenso brusco se denomina límite elástico aparente superior U , la carga constante es el límite elástico aparente inferior L , y el alargamiento que se produce con carga constante se conoce como amplitud del alargamiento el límite elástico aparente.

La existencia del límite elástico aparente se debe a la interacción de átomos solutos con las dislocaciones dando lugar a la formación de "atmósferas de Cottrell" que anclan a las dislocaciones. La tensión requerida para arrancar una dislocación fuera de su atmósfera de átomos solutos es:

$$\sigma \approx \frac{A}{b^2 \cdot r_0^2} \quad (6)$$

donde: b es la distancia interatómica en la dirección de deslizamiento

$r_0 \approx 2 \times 10^{-8}$ cm. es la distancia desde el núcleo de la dislocación hasta la posición de la línea de átomos solutos.

A es un parámetro de interacción y está dado por:

$$A = 4Gb \epsilon a^3$$

siendo:

G el módulo de elasticidad en cizallamiento o módulo de r_i

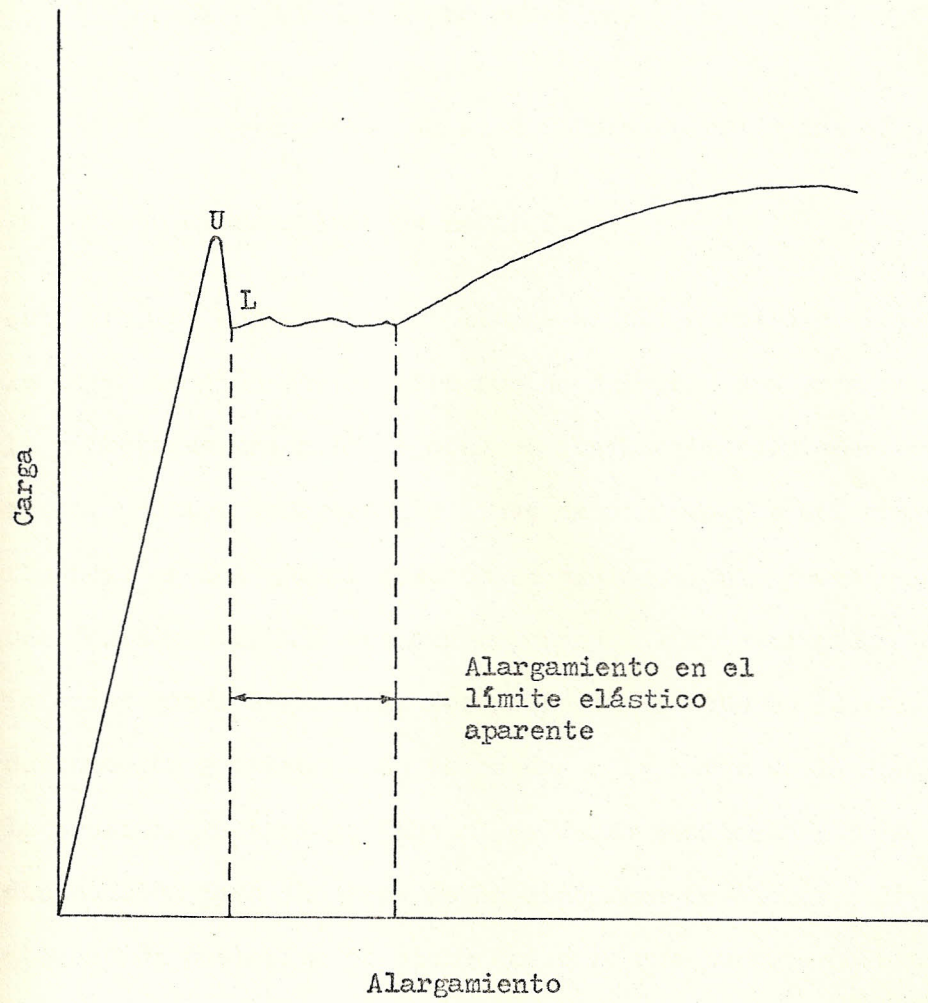


FIG. 2.21.- Comportamiento típico en el límite elástico aparente

gidez.

a, el radio del átomo solvente, y

$$E = \frac{(d - a)}{a}$$
 es la deformación producida al introducir

un átomo soluto de radio d.

esta tensión corresponde al límite elástico aparente superior de la curva tensión-deformación que da inicio a una primera banda en la probeta de tracción la cual es visible frecuentemente a simple vista, una vez arrancada la línea de dislocación del campo de influencia de los átomos solutos el deslizamiento puede continuar con una tensión más baja que corresponde al límite elástico aparente inferior dando lugar a la formación de dientes en la curva tensión deformación y propagación de bandas a lo largo de la longitud de la probeta, la cual se debe al esfuerzo realizado por la línea de dislocación para alejarse de la atmósfera de átomos solutos y a la atenuación posterior de dicho esfuerzo que permite a la atmósfera interactuar de nuevo con las dislocaciones. Las bandas formadas se encuentran generalmente a uno 45° del eje de tracción y se denominan usualmente "Bandas de Luders", ver Fig. 2.22.

Se ha aceptado al límite elástico aparente como un fenómeno general, puesto que no sólo se ha observado en el hierro y en acero sua ve sino también en la mayoría de los metales de estructura BCC y en una gran variedad de aleaciones, especialmente las aleaciones Al

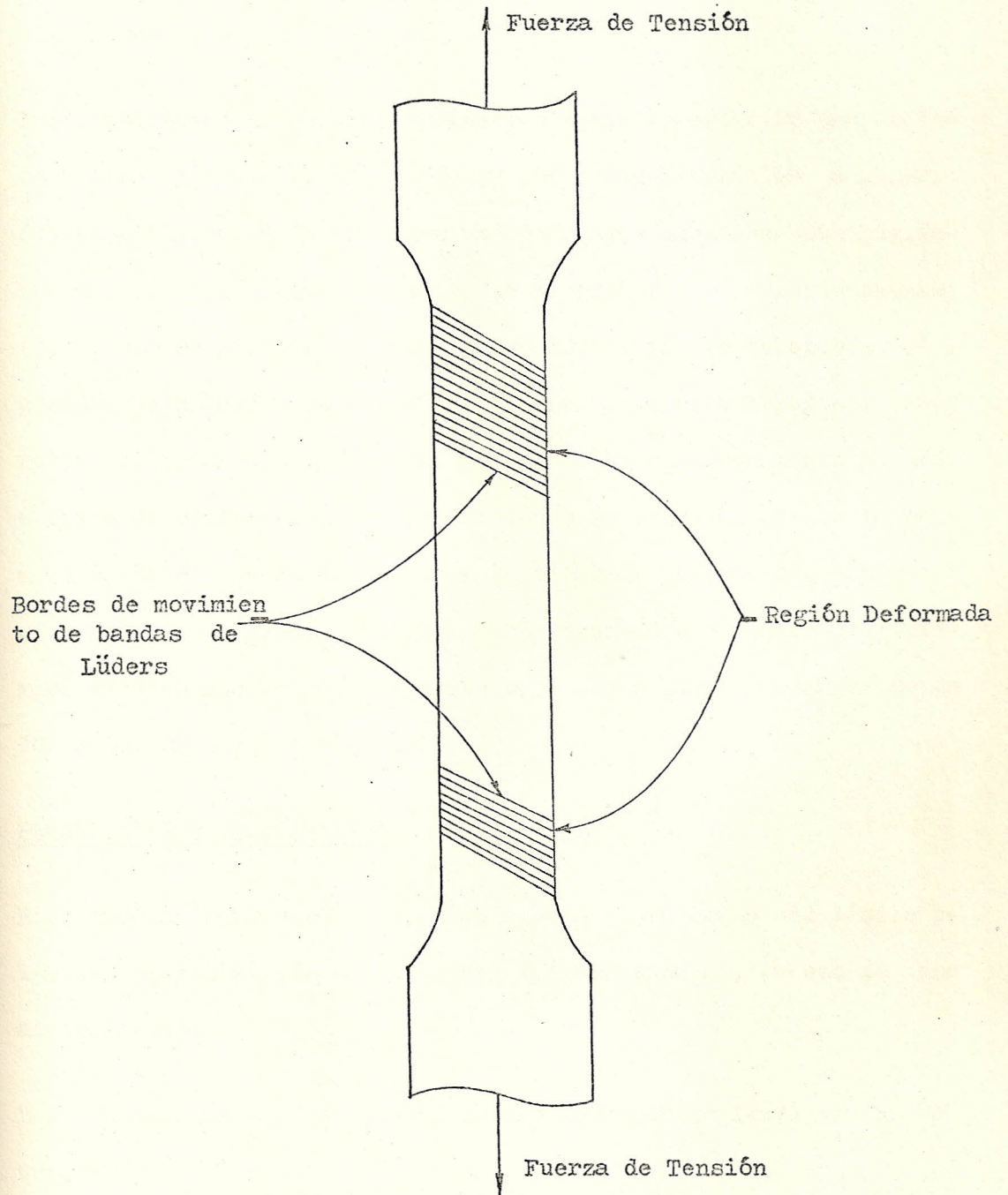


FIG. 2.22.- Bandas de Lüders en una probeta tensionada

Cu, así como en los monocristales de hierro, cadmio, zinc, latones alfa y beta y en el aluminio.

En la obtención de un límite elástico aparente superior pronunciado intervienen cierto número de factores experimentales a saber: (1) La utilización de una máquina de ensayos elasticamente rígida (dura), (2) una alineación axial de la probeta muy cuidadosamente, (3) el uso de probetas exentas de concentración de tensiones (4) grandes velocidades de carga y, (5) frecuentemente ensayos a temperatura inferior a la ambiente. Si se evita cuidadosamente la producción de concentraciones de tensiones se puede hacer que la primera banda de Luders se forma en la mitad de la probeta, con un límite elástico aparente superior aproximadamente el doble del inferior sin embargo es más corriente obtener un límite superior de un 10% a un 20% mayor que el inferior.

2.5. PROCESOS DE ENVEJECIMIENTO

Este proceso reforzará considerablemente el fenómeno del límite elástico aparente, además aumentará la resistencia y dureza de una aleación dada.

Los procesos de envejecimiento pueden ser: por deformación y, de temple.

2.5.1. ENVEJECIMIENTO POR DEFORMACION

El envejecimiento por deformación es un tipo de comportamien

to asociado usualmente con el límite elástico aparente, en que al calentar un metal a una temperatura relativamente baja, después de deformarlo en frío, aumenta la resistencia mecánica y disminuye la ductilidad.

La Figura 2.23, ilustra este comportamiento para aceros bajos en carbono, en donde una probeta es sometida a tensión hasta el punto X observándose la presencia de un límite elástico aparente, si en este punto se descarga la probeta e inmediatamente se ensaya sin ningún tratamiento térmico se observa que no aparece el límite elástico aparente, esto se debe a que las dislocaciones han sido arrancadas fuera de la atmósfera de átomos solutos de carbono y nitrógeno; finalmente si en el punto Y se retira la carga y luego se vuelve a cargar después de un envejecimiento de varios días a temperatura ambiente o de varias horas a una temperatura de envejecimiento de unos 150°C , el límite elástico aparente reaparece, además dicho límite se incrementa por el tratamiento de envejecimiento de Y a Z. La reaparición del límite elástico aparente se debe a la difusión de los átomos de carbono y nitrógeno hacia las dislocaciones durante el período de envejecimiento a fin de formar nuevas atmósferas de átomos intersticiales que anclan otra vez dichas dislocaciones.

En los aceros ordinarios al carbono, la fluencia disconti -

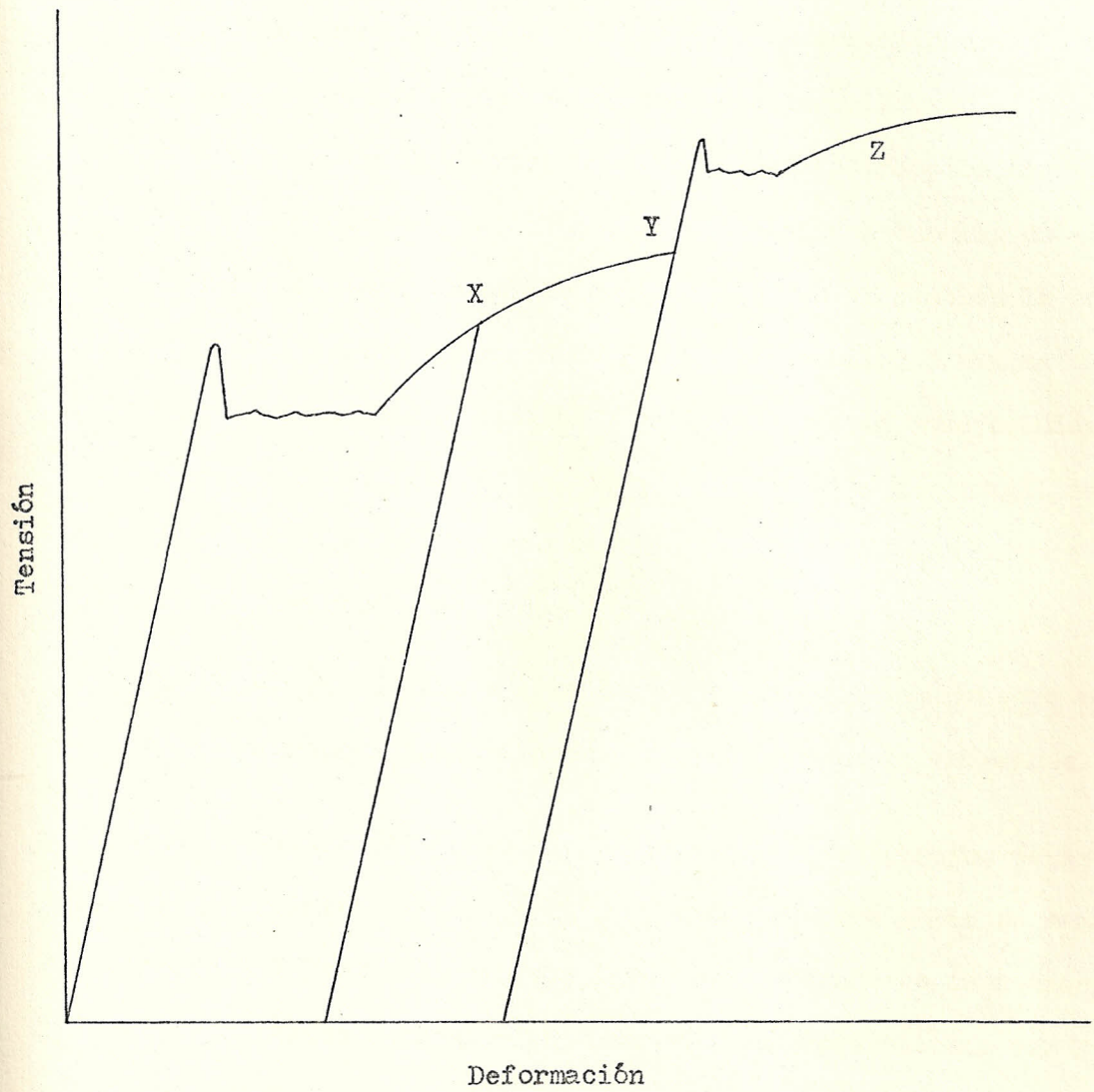


FIG. 2.23.- Curvas tensión-deformación de un acero al carbono que muestran envejecimiento por deformación.

núa se produce en la zona de temperaturas comprendida entre los 232°C y los 371°C ($450\text{--}700^{\circ}\text{F}$). Esta zona de temperaturas se conoce con el nombre de región de fragilidad en azul por que el acero calentado dentro de éste intervalo (color de revenido azul) muestra una ductilidad en tracción más baja y la resistencia al choque en probetas con entalla es también menor, este intervalo de temperaturas es también la zona en la que los aceros muestran una sencibilidad mínima a la velocidad de deformación y una velocidad de envejecimiento por deformación máxima, lo que indica que la fragilidad en azul no es un fenómeno distinto, sino un envejecimiento por deformación acelerado.

La Figura 2.24, ilustra las curvas carga-deformación para probetas ensayadas inmediatamente después que se ha deformado.

Si se retraza el momento de realizar el nuevo ensayo, dejando en el intervalo la probeta a la temperatura ambiente reaparece el límite elástico aparente, este fenómeno de reaparición se llama envejecimiento natural por deformación, ver Figura 2.25, la velocidad a que esta reaparición tiene lugar depende del tiempo y de la temperatura, y las variaciones están cuantitativamente de acuerdo con la teoría que las atribuye la segregación de los átomos de soluto.

2.5.2. ENVEJECIMIENTO POR TEMPLE

Se conoce también como endurecimiento por envejecimiento o

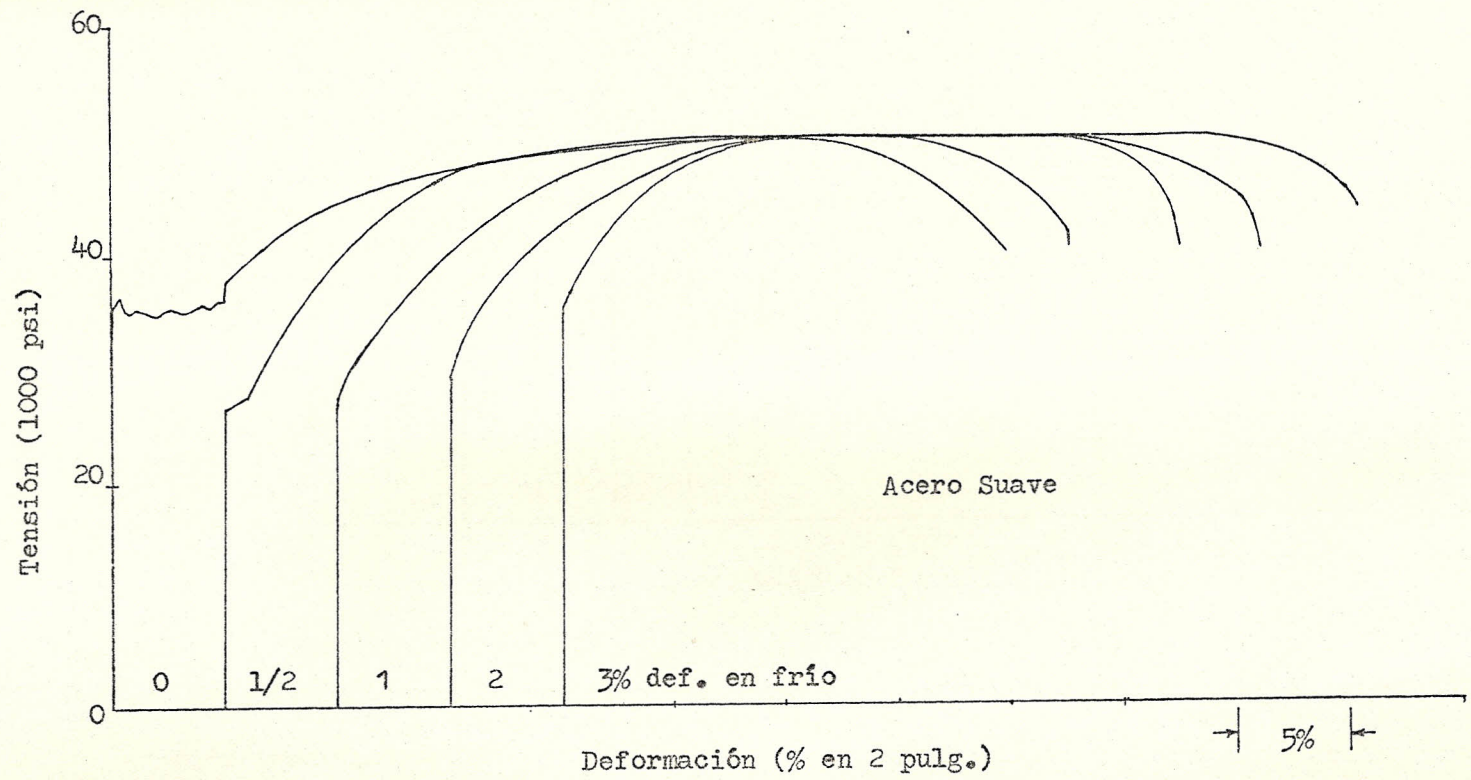


FIG. 2.24.- Supresión del límite elástico aparente por la deformación en frío.

(Metal Handbook, ASM, Fig. 6, pág. 441)

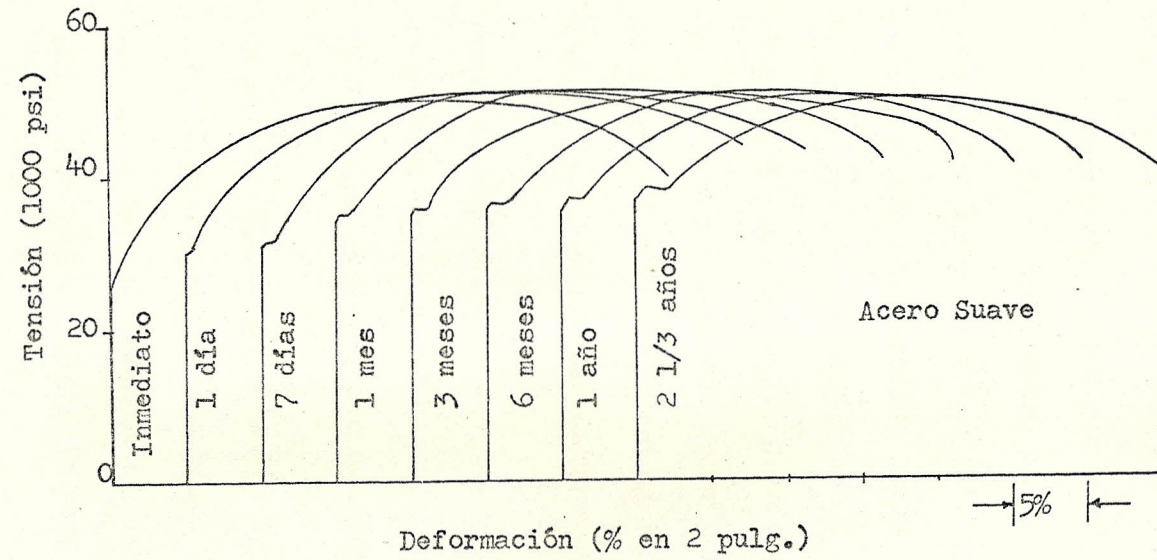


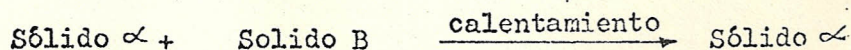
FIG. 2.25.- Envejecimiento por deformación para ensayos a diferentes tiempos después de la deformación inicial.

(Metal Handbook, ASM, Fig. 7, pág. 441).

por precipitación; para aplicar este proceso el diagrama de e equilibrio debe mostrar solubilidad sólida parcial y la pendien te la línea de solvus debe ser tal que haya mayor solubilidad a una temperatura mayor que a una menor. La Figura 2.26, satisface estas condiciones, en la cual se considera el lado iz quierdo del diagrama que implica la solución sólida, las composiciones de aleación que pueden endurecer por envejecimien- to generalmente se escogen entre el punto F con 20% de B, y el punto H con 10% de B. Comercialmente la mayoría de las aleaciones que pueden endurecer por envejecimiento se escogen de composiciones ligeramente a la izquierda del punto F, aunque el máximo efecto de endurecimiento se obtiene en F.

Generalmente se necesitan dos etapas en un tratamiento térmi- co para producir endurecimiento por envejecimiento: Tratamien to de solución y, proceso de envejecido.

En el tratamiento de solución la aleación 1 (microestructura, Fig. 2.27a) se recaliente hasta el punto M, de modo que todo el exceso de B se disolverá y la estructura será una solución sólida homogénea. Según la ecuación:



luego templamos la aleación en un baño de agua fría o por me-

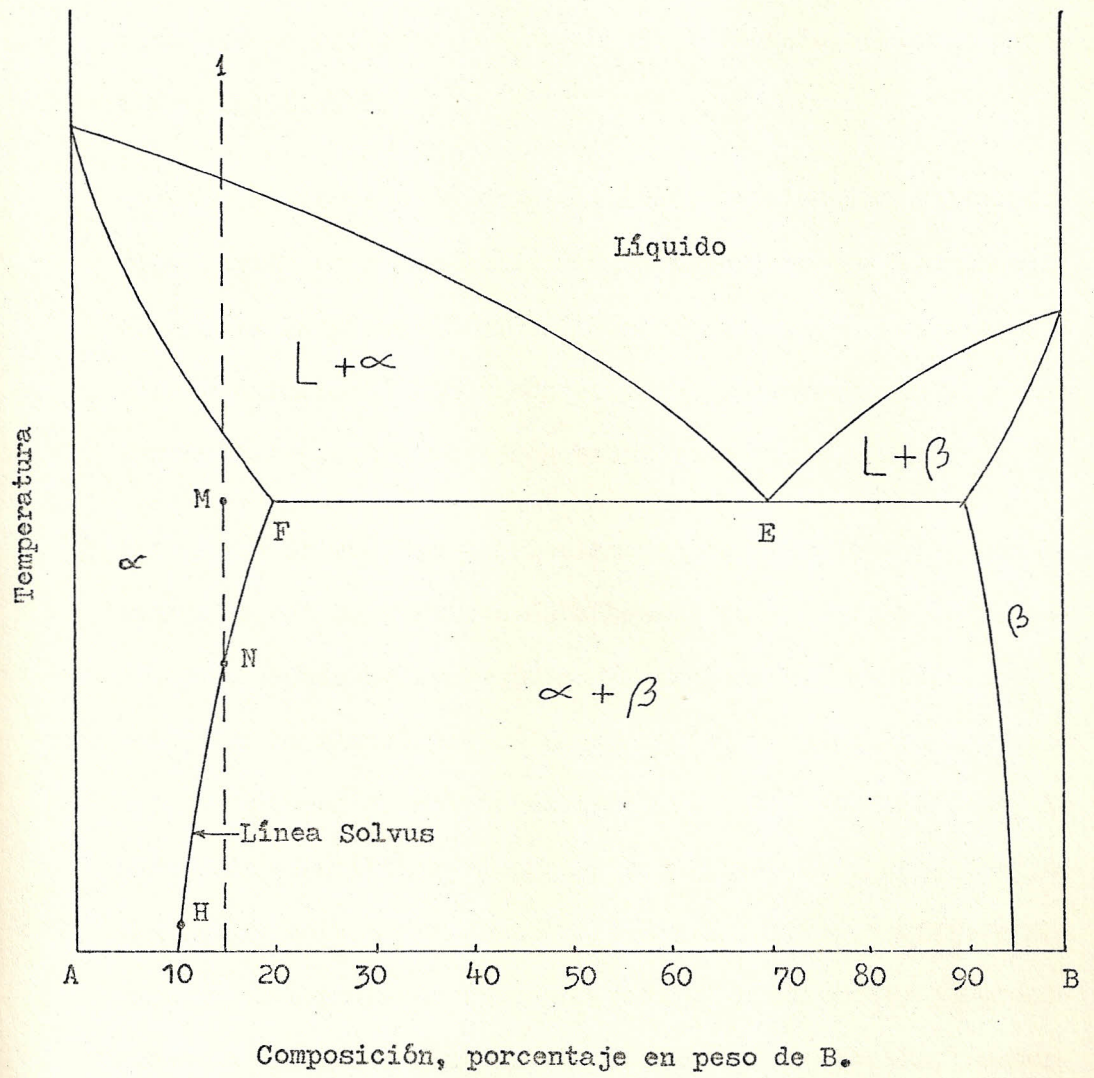
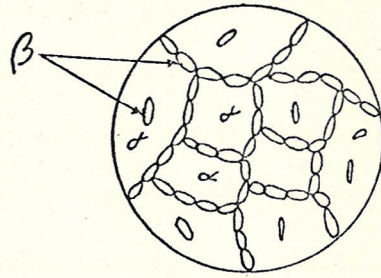


FIG. 2.26.- Diagrama de fase que muestra solubilidad parcial en el es tado sólido.

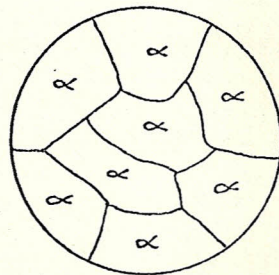
dio de un rocío de agua y obtenemos un exceso de B atrapado en la solución, dando lugar a una solución sólida sobresaturada que se encuentra en un estado inestable, (microestructura Fig. 2.27b).

Durante el proceso de envejecimiento la aleación sólida sobresaturada es recalentada a una temperatura baja a la cual se inicia la precipitación, la misma que está determinada por la difusión dependiendo ésta de la temperatura y, las partículas precipitadas son submicroscópicas, Figura 2.27c.

La manera en que las partículas de precipitado endurecen la matriz o red de solvente esta basada en la teoría de la coherencia reticular. Después del tratamiento de solución y templado la aleación está en condiciones de sobresaturación con los átomos de soluto distribuidos al azar dentro de la estructura reticular, luego en un período de incubación los átomos de soluto excedentes tienden a emigrar a ciertos planos cristalográficos formando racimos o embriones de precipitado, posteriormente en el proceso de envejecido, estos racimos forman una estructura intermedia cristalina o red transicional manteniendo coherencia con la estructura reticular de la matriz. La fase en exceso tendrá diferentes parámetros reticulares que los del solvente y, como resultado del apareamiento o coherencia de los átomos habrá una considerable distorción de la matriz que interfiere con el movi-

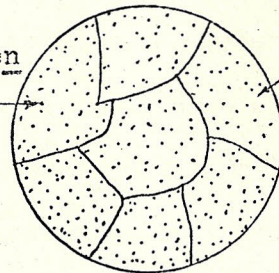


(a) Después de enfriar lentamente



(b) Después de recalentar y enfriar rápidamente hasta la temperatura ambiente.

Partículas β (realmente submicroscópicas)



Granos α

(c) Después de envejecer

FIG. 2.27.- Microestructura de una aleación 85A - 15B.

miento de las dislocaciones y causa el rápido incremento de la dureza y resistencia durante el proceso de envejecimiento. El equilibrio de la fase en exceso se forma con su propia estructura reticular dando lugar a una pérdida en coherencia con la matriz y menor distorsión, disminuyendo por tanto la dureza y resistencia y la aleación estará "sobreenvejecida", originando una frontera entre la fase en exceso y la matriz de modo que las partículas precipitadas serán observadas al microscopio.

La Fig. 2.28, muestra el efecto de tres temperaturas en las curvas de envejecimiento de una aleación de hierro: a baja temperaturas, la razón de difusión es tan lenta que no hay precipitación apreciable, a T_3 el endurecimiento se presenta pronto debido a la rápida difusión pero los efectos suavizantes también se aceleran, la temperatura óptima parece ser T_2 , a la que ocurre el máximo endurecimiento dentro de un tiempo razonable. De lo expuesto concluimos que:

- 1.- La precipitación y por lo tanto el endurecimiento, se inician más rápidamente a temperaturas elevadas, y
- 2.- El sobreenvejecimiento y por tanto la suavización ocurre más rápidamente a temperaturas elevadas.

La Fig. 2.29, muestra el efecto del tiempo de envejecimiento sobre algunas propiedades mecánicas.

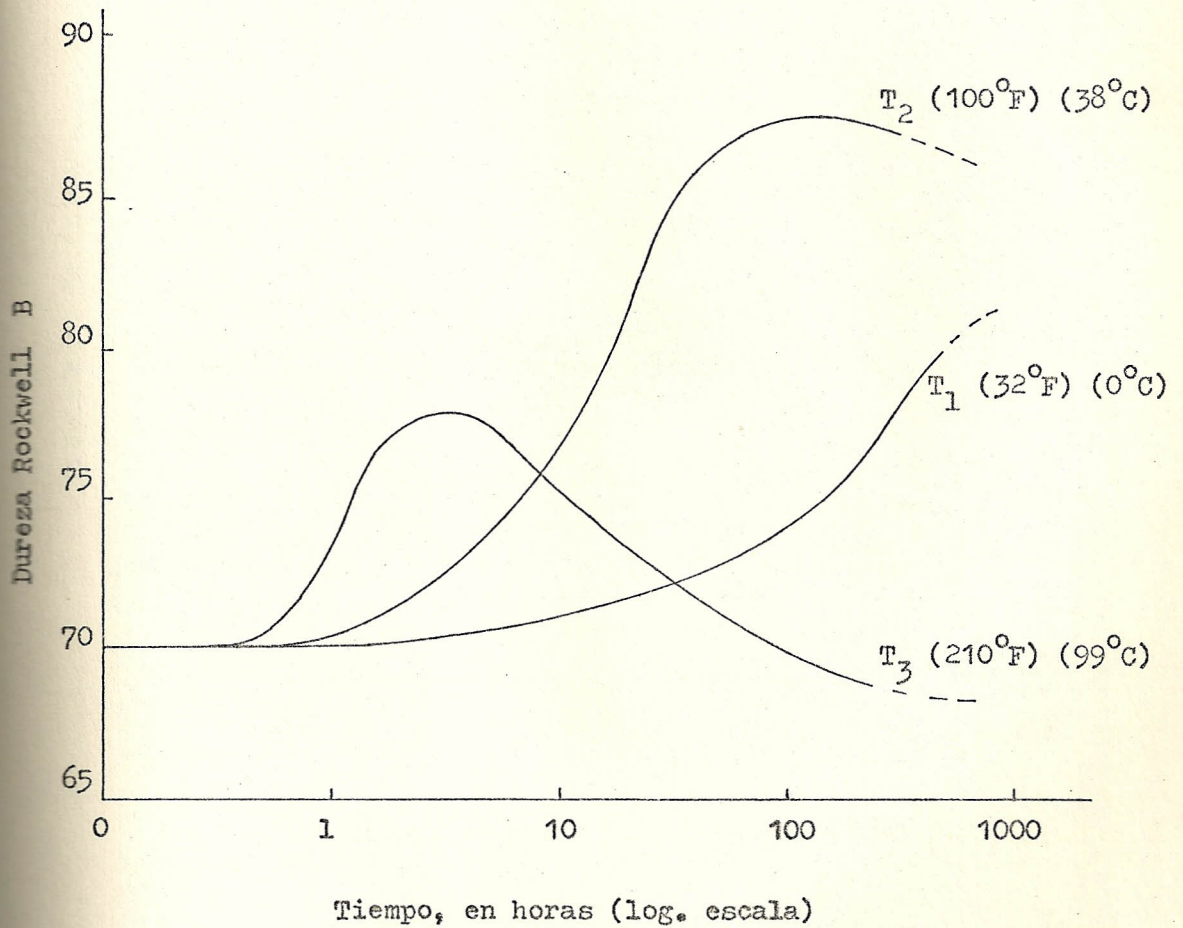


FIG.2.28.- Variación de la dureza con el tiempo después del temple de un acero con 0.06% de carbono.

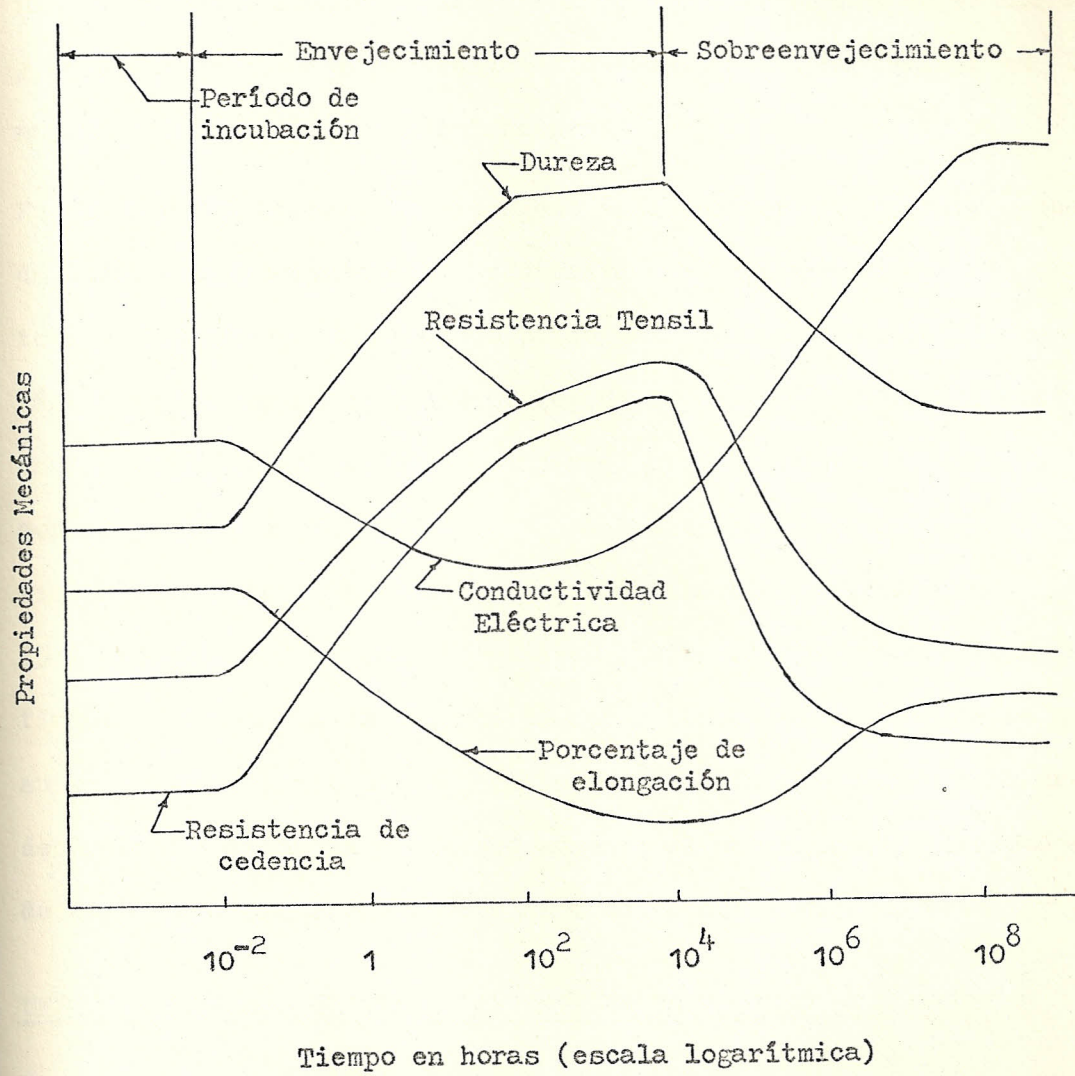


FIG. 2.29.- Efecto del tiempo de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas.

2.6. VARIACION DEL LIMITE ELASTICO APARENTE AL VARIAR EL PORCENTAJE CARBONO EN LOS ACEROS

El fenómeno del límite elástico aparente está presente en el hierro y en el acero de bajo contenido de carbono, así como también en la mayoría de los metales de estructura BCC.

En el caso del hierro, el nitrógeno es el elemento primordial que da lugar a dicho fenómeno. Mientras que en los aceros de bajo contenido de carbono, el elemento principal que determina el límite elástico aparente es el carbono, que da lugar en la curva de tracción un límite elástico superior e inferior bien definido, el cual varía con el porcentaje de carbono. La cantidad máxima de carbono necesaria para la obtención de un límite elástico bien definido es de 0.25 %, porcentajes mayores origina un límite elástico aparente no definido. Además una importante característica de este límite es que su valor determinado por el ensayo de tracción se utiliza para predecir la fluencia, la misma que aumenta al aumentar el porcentaje de carbono en los aceros, como se muestra en la Fig. 2.30.

2.7. EFEECTO DEL LIMITE ELASTICO APARENTE EN EL PROCESO DE EMBUTICION

En el proceso de embutición profunda, un defecto superficial grave que se encuentra frecuentemente en la chapa de acero suave y extra-suave que causa la inutilización del producto, son las marcas de deformación (bandas de Luders), que consiste en un conjunto de depresiones de la superficie, que tienen por su forma, el aspecto de una llamarada, estas depresiones empiezan a formarse a lo largo de pla-

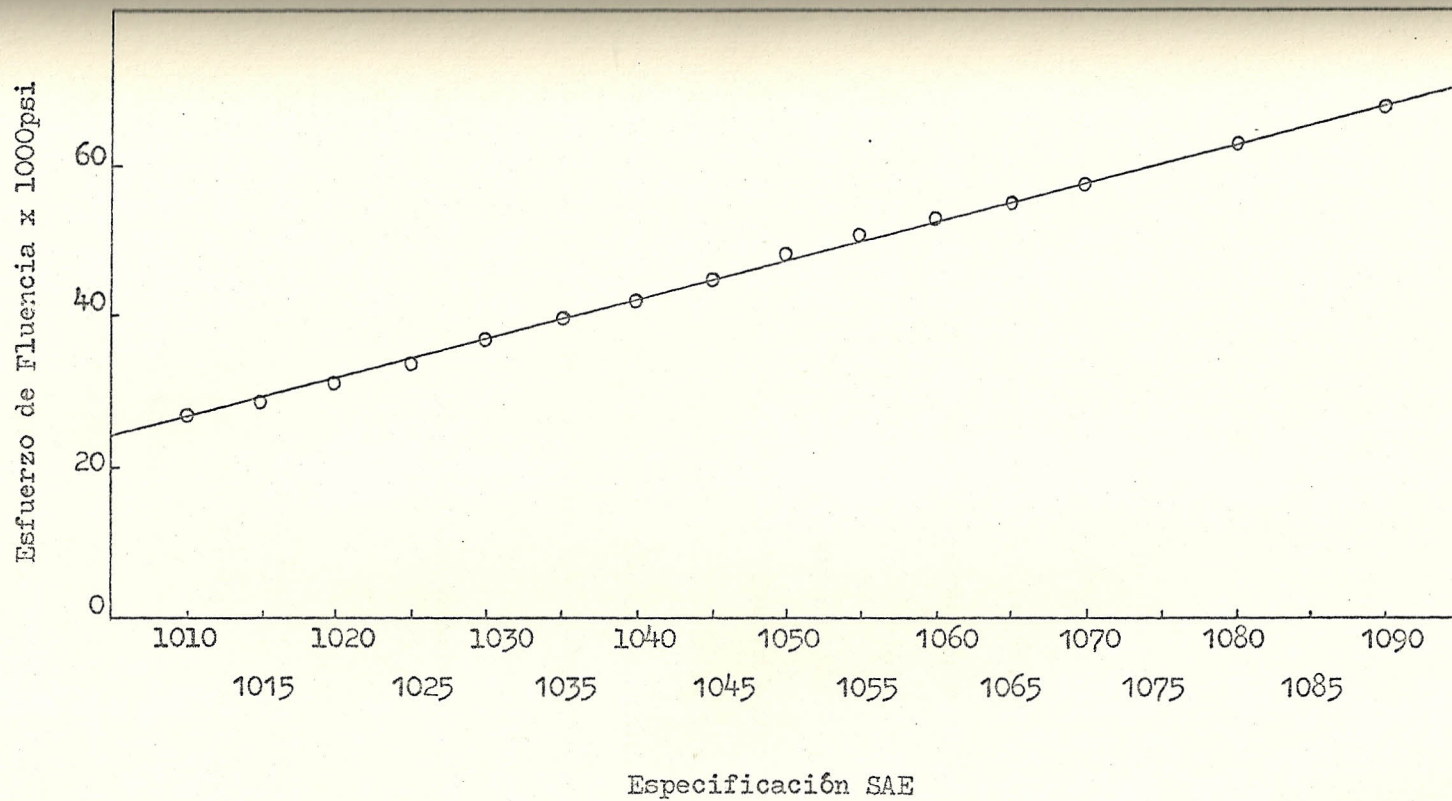


FIG. 2.30.- Efecto del contenido de carbono sobre el esfuerzo de fluencia, de aceros laminados en caliente.

(Metal Handbook, Vol. 1, OHIO, 1972)

nos de máxima tensión cizallante y después cuando la deformación continúa, se propagan y entrecruzan unas con otras para producir una superficie rugosa, la misma que está íntimamente asociada con la presencia de un límite elástico aparente.

El metal con marcas de deformación se ha deformado en una magnitud que viene representada por el punto B de la Figura 2.31, mientras que el metal restante ha recibido aproximadamente una deformación nula, por tanto el alargamiento de la pieza será la deformación intermedia representada por el punto A; cuando continúa la deformación y aumenta el número de marcas, llega un momento en que toda la pieza alcanza la deformación correspondiente al punto B, desde ese momento la deformación de la pieza es ya uniforme y homogénea. De lo expuesto es fácil comprender que el peligro principal de aparición de marcas de deformación se encuentra en las regiones de la pieza en que la deformación total no llega a ser mayor que la amplitud del alargamiento que corresponde al límite elástico aparente.

La solución usual a este problema consiste en dar a la chapa de acero una pequeña reducción en frío, usualmente del 1/2 al 2 % del espesor, este tratamiento de laminación en frío, suele llamarse una pasada superficial (Skin-pass), tratamiento que dura unos dos meses antes de que vuelva a presentarse por envejecimiento.

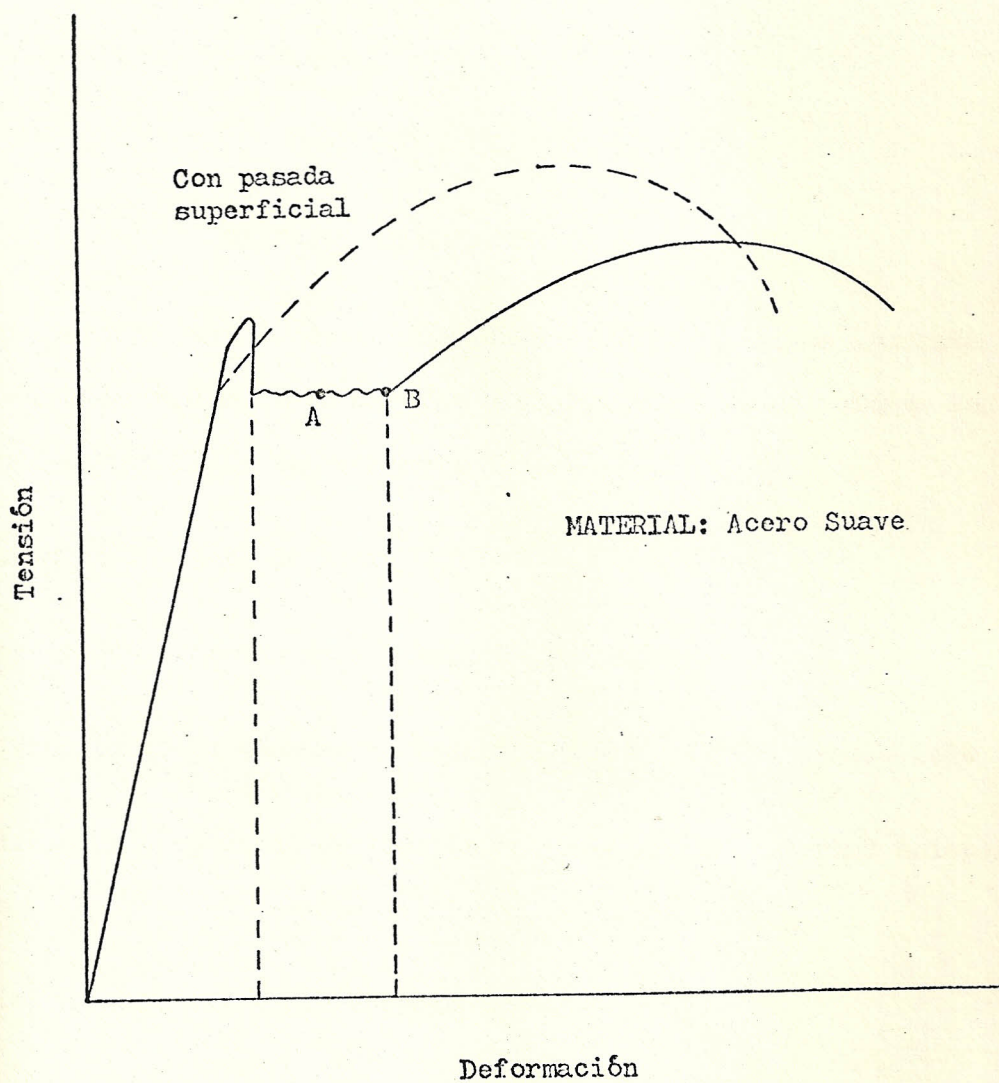


FIG. 2.31.- Curvas tensión deformación para aceros suaves, recocido y con pasada superficial.

CAPITULO III

TRABAJO EXPERIMENTAL

Los experimentos para la determinación del Límite Elástico Aparente en aceros de bajo contenido de carbono han sido llevados de acuerdo con la siguiente secuencia de operaciones:

1. Estudio de la chapa de acero
2. Selección de probetas para ensayo de tracción
3. Calibración de la máquina de tracción marca INSTRON, modelo 1230
4. Realización de pruebas de tensión en probetas del material seleccionado
5. Medición de Dureza y Microdureza
6. Realización de ensayos macroscópicos y microscópicos
7. Ensayos Erichsen como medida de la embutibilidad

3.1. ESTUDIO DE LA CHAPA DE ACERO

Para demostrar el fenómeno del Límite Elástico Aparente y su influencia en el proceso de embutición, se ha tomado un acero de bajo carbono, el cual es utilizado ampliamente en las fábricas de enva-

ses de la localidad.

El acero utilizado en la práctica, una vez realizado el análisis químico y de acuerdo al contenido de carbono y a la microestructura observada, corresponde según la especificación SAE (Society of Automotive Engineering) a un acero 1006, el cual es mostrado en la Tabla 3.1.

La dureza obtenida en condiciones normales es de 145 Knoop, que corresponde a una dureza Rockwell Superficial 30 - T de 65,5.

Las características mecánicas son suministradas por el distribuidor, las cuales están dadas de acuerdo al tratamiento T2 y son:

- Resistencia a la tracción.....	50000	lb/in ²
	= 35,23	Kg/mm ²
- Límite de fluencia	47600	lb/in ²
	= 33,5	Kg/mm ²
- Dureza Superficial Rockwell 30 - T ...	30	- 56

Otras características:

- Espesor de plancha	0,26	mm.
----------------------------	------	-----

3.2. SELECCION DE PROBETA PARA ENSAYO DE TRACCION

Para este trabajo el tipo de probeta standard usado para los ensayos de tensión, está de acuerdo a la ASTM Standards la misma

que se muestra en la Fig. 3.1. la cual está basada de acuerdo al es pesor de material.

3.3. DETERMINACION DEL LIMITE ELASTICO APARENTE EN PRUEBAS DE TENSION:

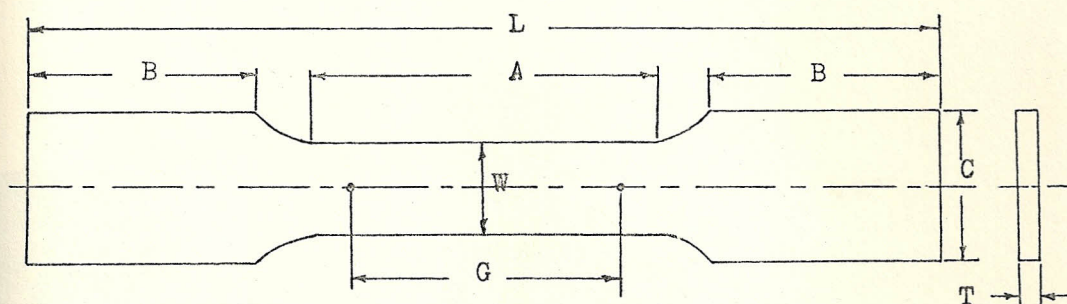
Luego de haber seleccionado la probeta de tracción y el acero SAE 1006 para el estudio y determinación del Límite Elástico Aparente , se procedió a realizar las pruebas de tensión.

El equipo utilizado para tal efecto, es una máquina marca INSTRON , modelo 1230, con rango de carga de 100 - 10000 Kg., el cual posee un graficador INSTRON con rango de velocidad de carga de 20 - 1000 mm/min. donde se obtiene una curva que es el resultado del ensayo , tal máquina se muestra en la Fig. 3.2.

3.3.1. Probetas, tal como se recibe la chapa de acero

Para poder apreciar y determinar con nitidez el fenómeno del límite elástico aparente, se realizaron ensayos de tensión-variando la velocidad de carta de la INSTRON como sigue 20 - 50 - 100 - 200 - 500 mm/min. para una velocidad de ensayo constante de 20 mm/min, las curvas resultantes se muestran - en las Fig. 3.3, 3.4, 3.5, 3.6 y 3.7. Con la finalidad de obtener curvas comparativas con mayor claridad se seleccionó la velocidad de carta de 200 mm/min, la cual fue usada durante toda la experimentación.

3.3.2. Probetas con pasada superficial (Skin - pass) o tensionadas.



DIMENSIONES

G - Longitud calibrada	50.80 mm.
W - Ancho	12.70 mm.
T - Espesor del material	0.26 mm.
R - Radio del filete	12.70 mm.
L - Longitud total	203.20 mm.
A - Longitud de sección reducida	57.15 mm.
B - Longitud de sección de agarre	50.80 mm.
C - Ancho de sección de agarre	19.05 mm.

FIG. 3.1. Probeta rectangular standard para ensayo de tensión

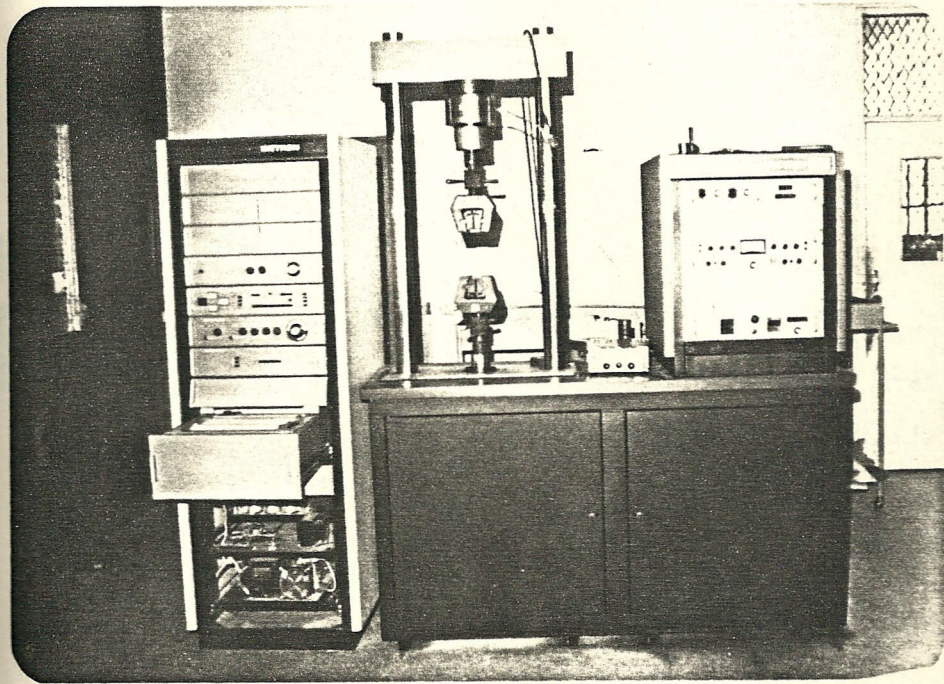


FIG. 3.2. Máquina de tracción INSTRON modelo 1230

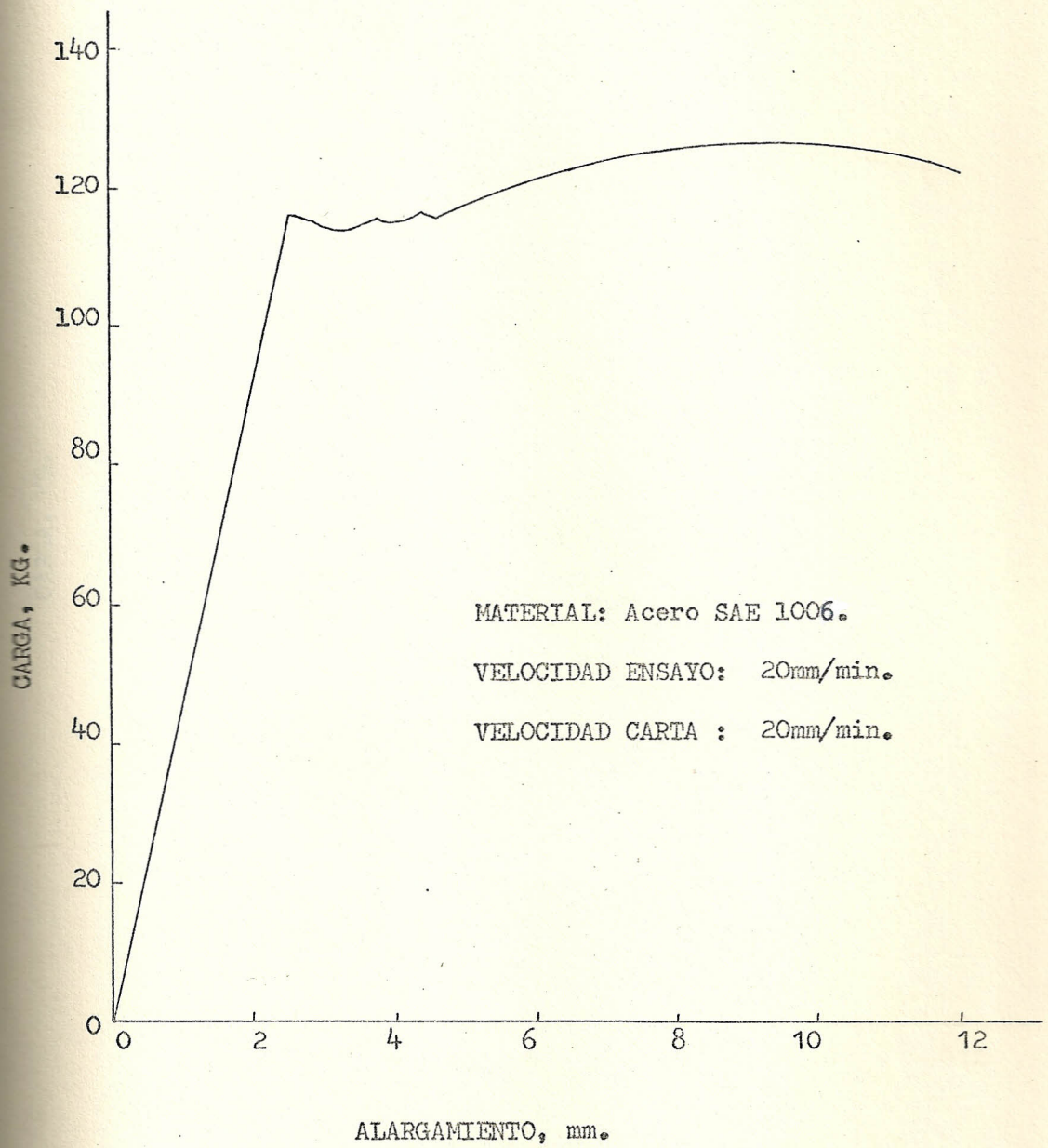


FIG. 3.3.- CURVA CARGA-ALARGAMIENTO PARA VELOCIDAD DE CARTA DE 20mm/min

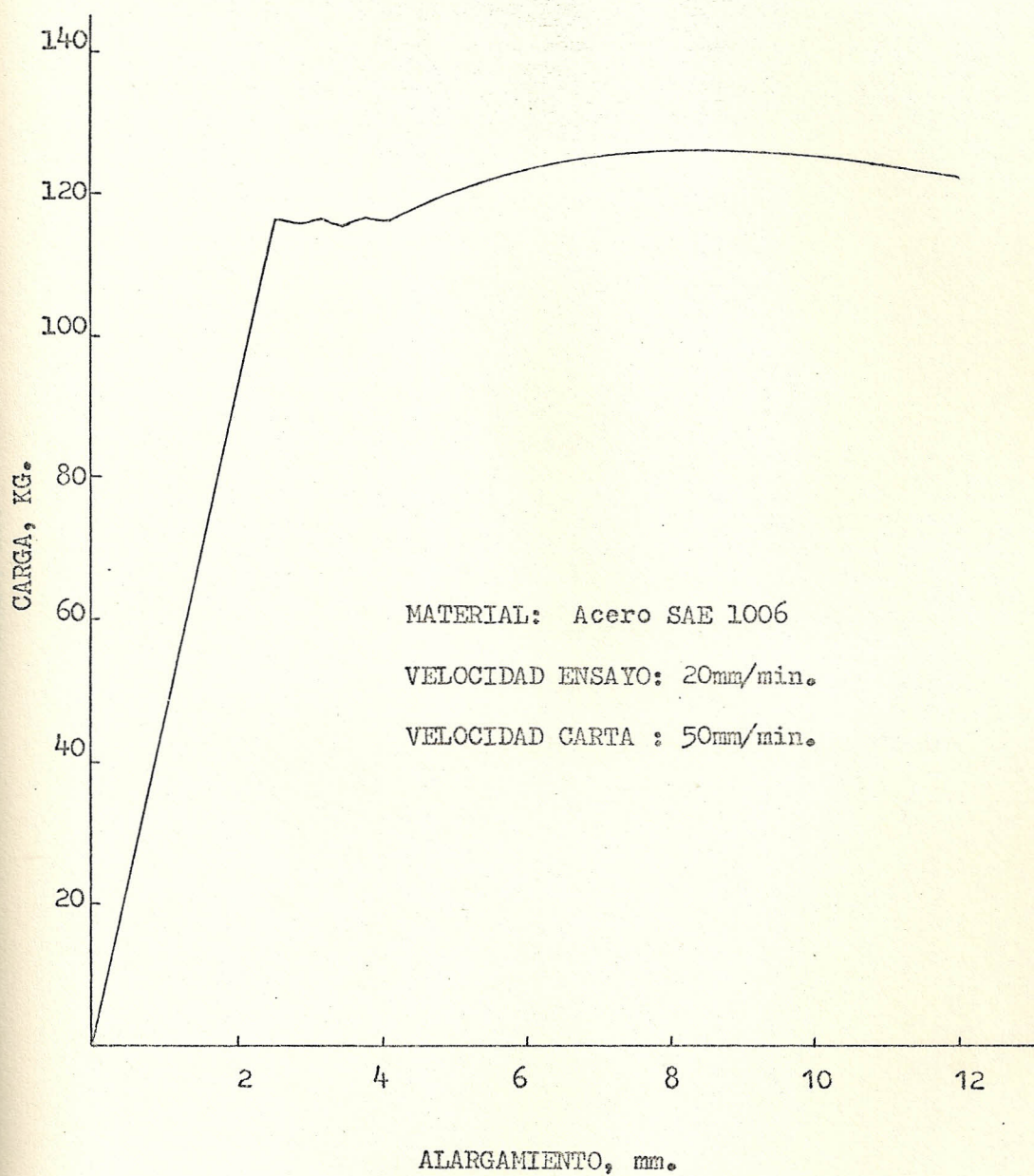


FIG. 3.4.- CURVA CARGA - ALARGAMIENTO PARA VELOCIDAD DE CARTA DE 50mm/min.

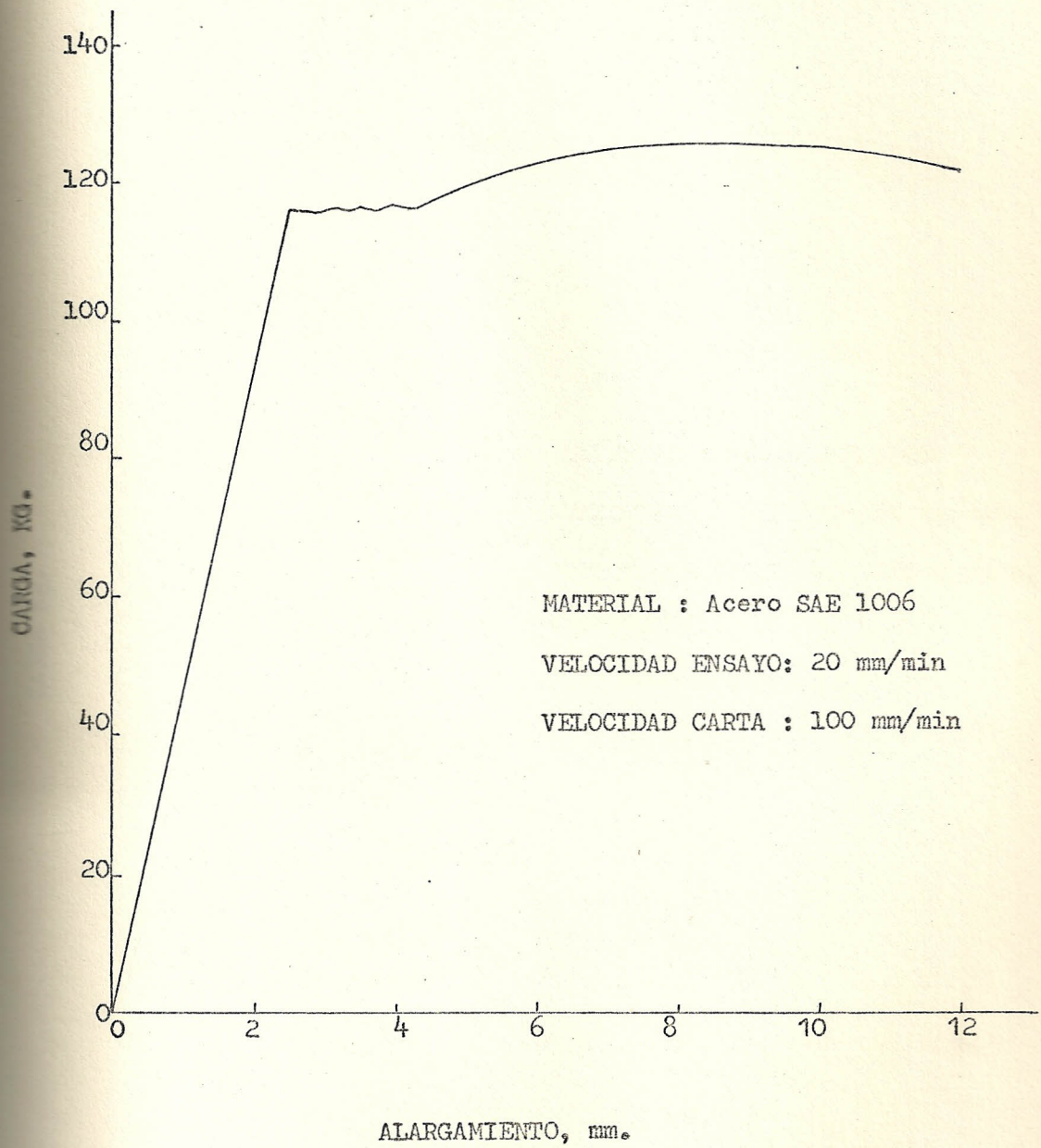


FIG. 3.5.- CURVA CARGA - ALARGAMIENTO PARA VELOCIDAD DE CARTA DE 100 mm/min.

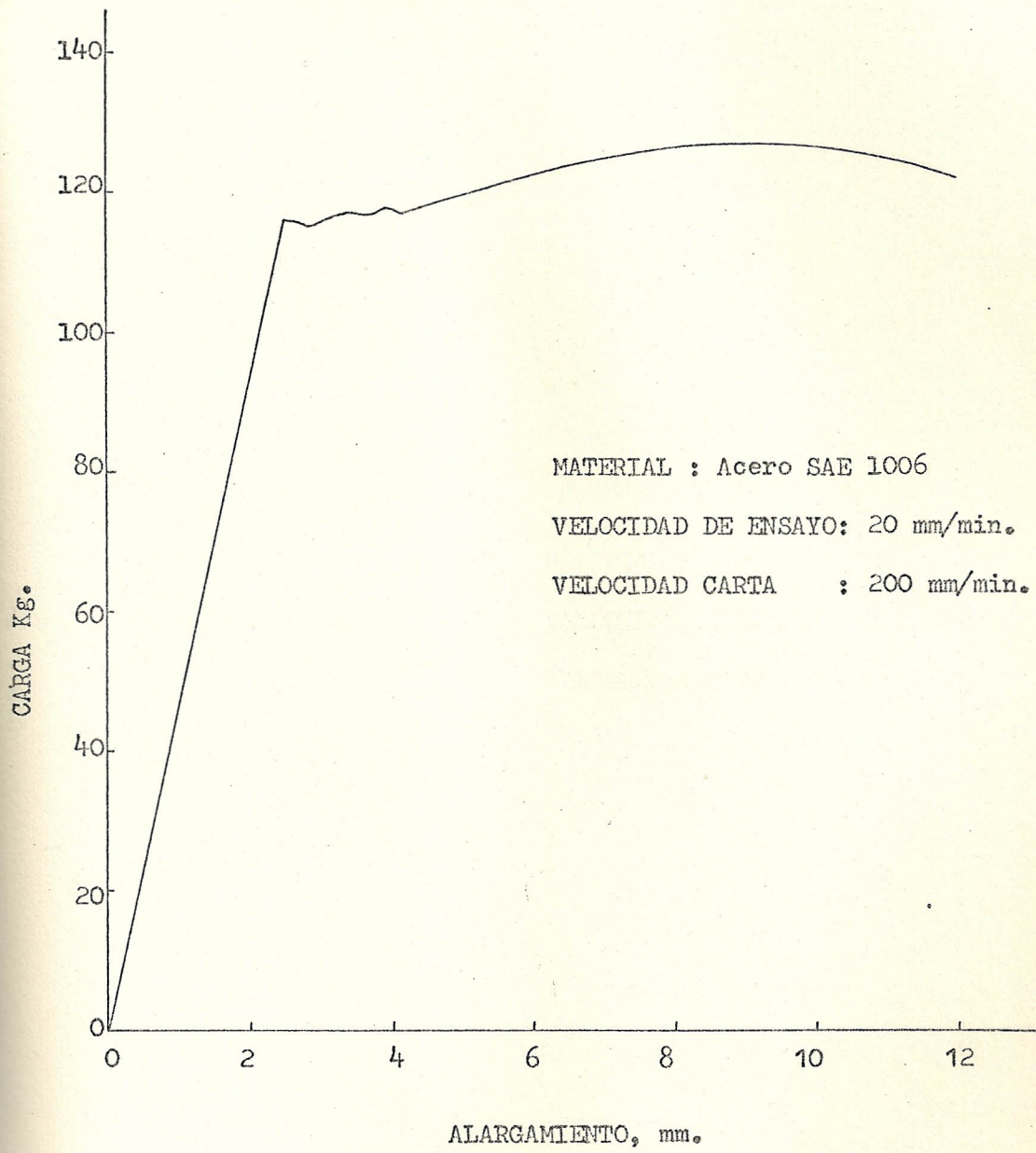


FIG. 3.6.-- Curva carga-alargamiento para velocidad de carta de 200 mm/min.

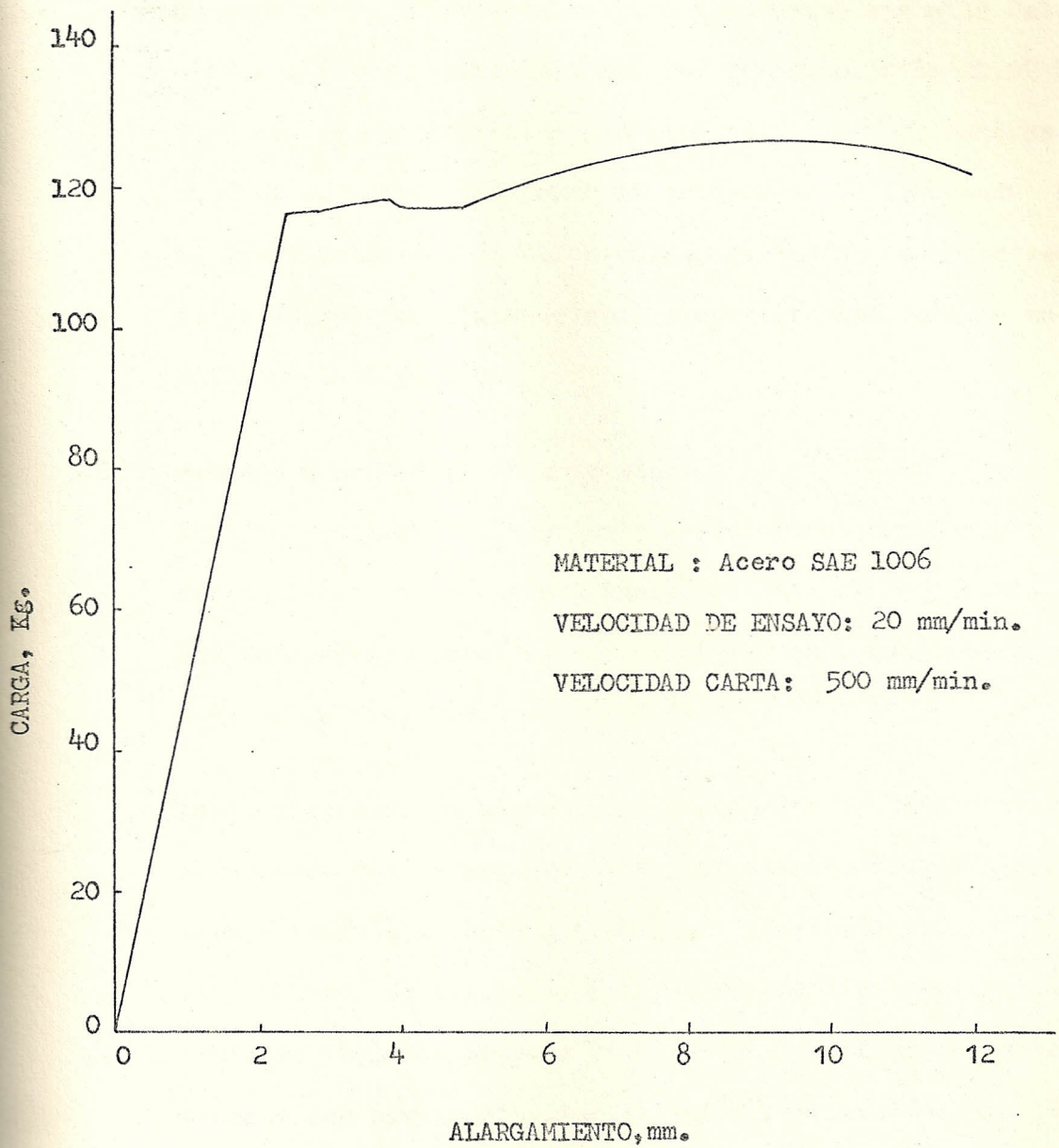


FIG. 3.7.- Curva Carga-Alargamiento para velocidad de carta de 500mm/min.

En esta parte la probeta ha sido tensionada mas allá del límite elástico aparente hasta una deformación de 11.02 % (5.6 mm. de alargamiento) y descargada, luego de escasos minutos se vuelve a ensayar la probeta antes deformada a la misma velocidad de deformación, notándose que esta vez ya no aparece el límite elástico aparente tal como se muestra en la Fig. 3.8.

3.3.3. Probeta que muestra envejecimiento

Para su realización la probeta es deformada previamente - hasta 11.02%, descargada e inmediatamente cargada hasta - una deformación adicional de 5.32%, el cual está representado en la Fig. 3.9.

Luego siguiendo el mismo proceso anterior de deformación se procede con varias probetas y se someten a un tratamiento de envejecimiento a temperaturas de 150, 250 y 350°C para tiempos de 1,2,4,6 y 8 horas respectivamente. Finalmente se realizan pruebas de tensión a estas probetas tratadas y las curvas resultantes están representadas en las Figs. 3.10, 3.11, y 3.12.

En el presente tratamiento se usó un horno de mufla, marca TREET-ALL, modelo 41HC-10188-18AM, con rango de temperatura de 0-1100°C la cual es controlada automáticamente por un pirómetro marca HONEYWELL, Fig. 3.13.

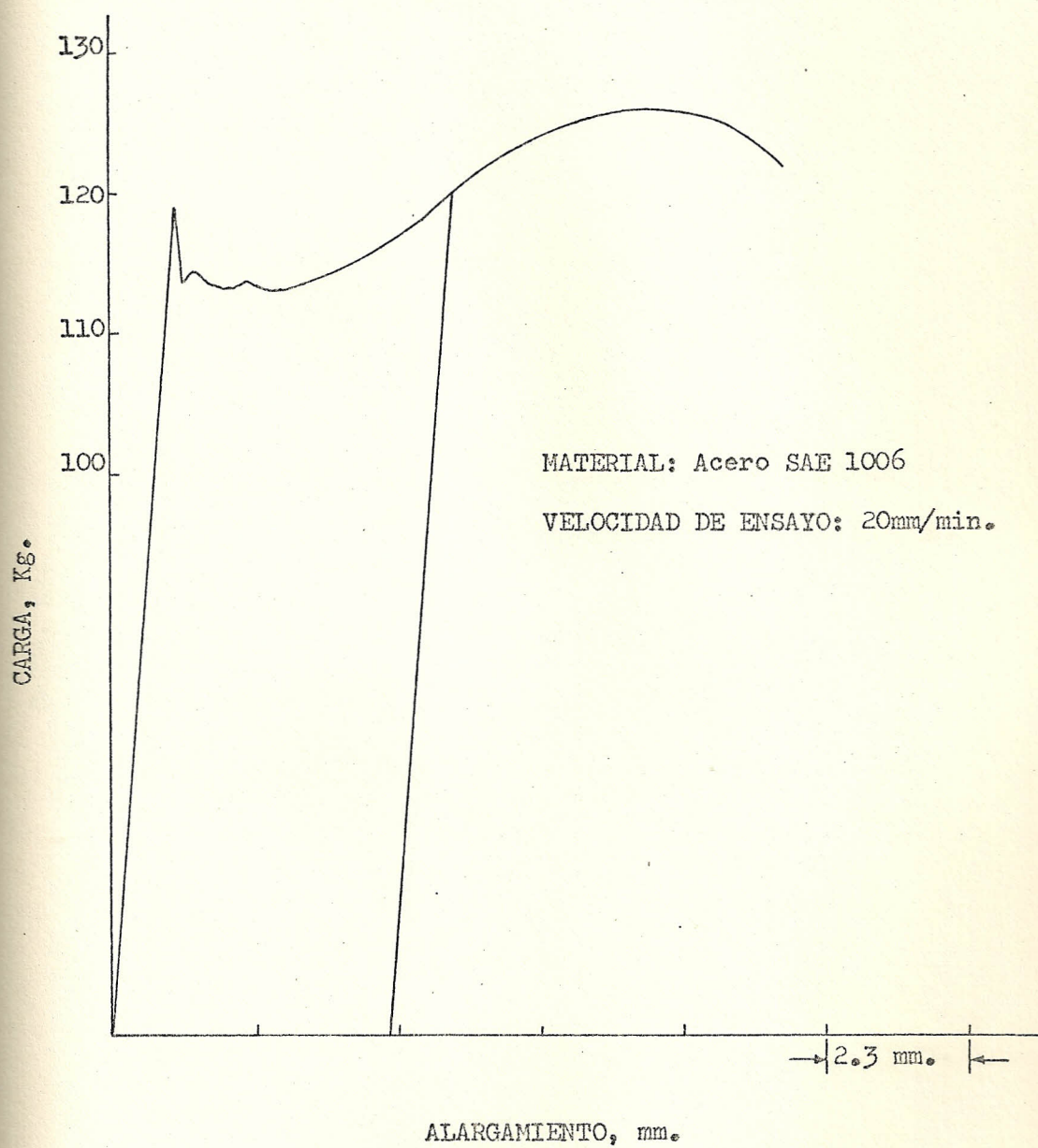


FIG. 3.8.- Supresión del límite elástico aparente por deformación

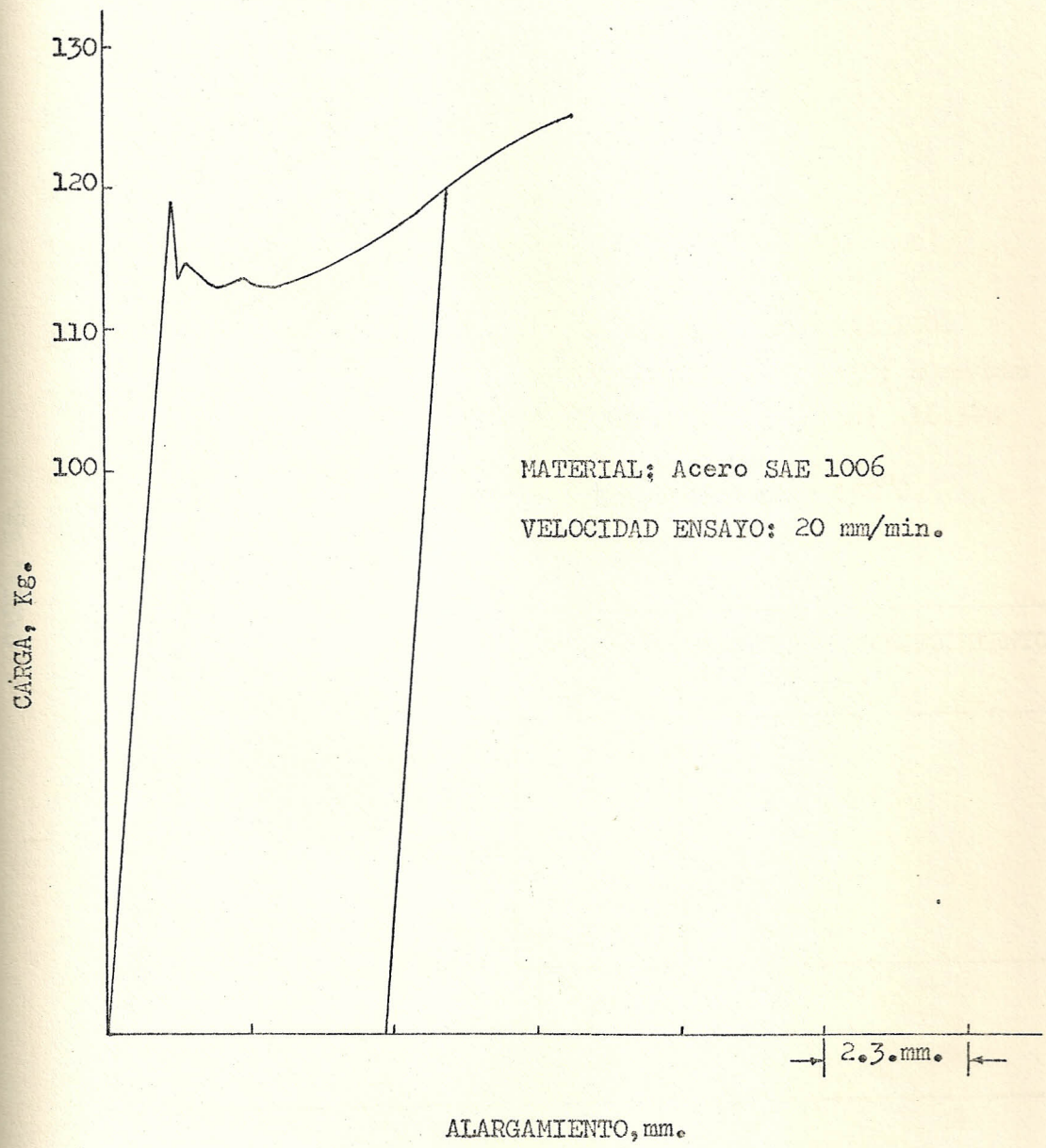


FIG. 3.9.- Aspecto de curvas antes del envejecimiento

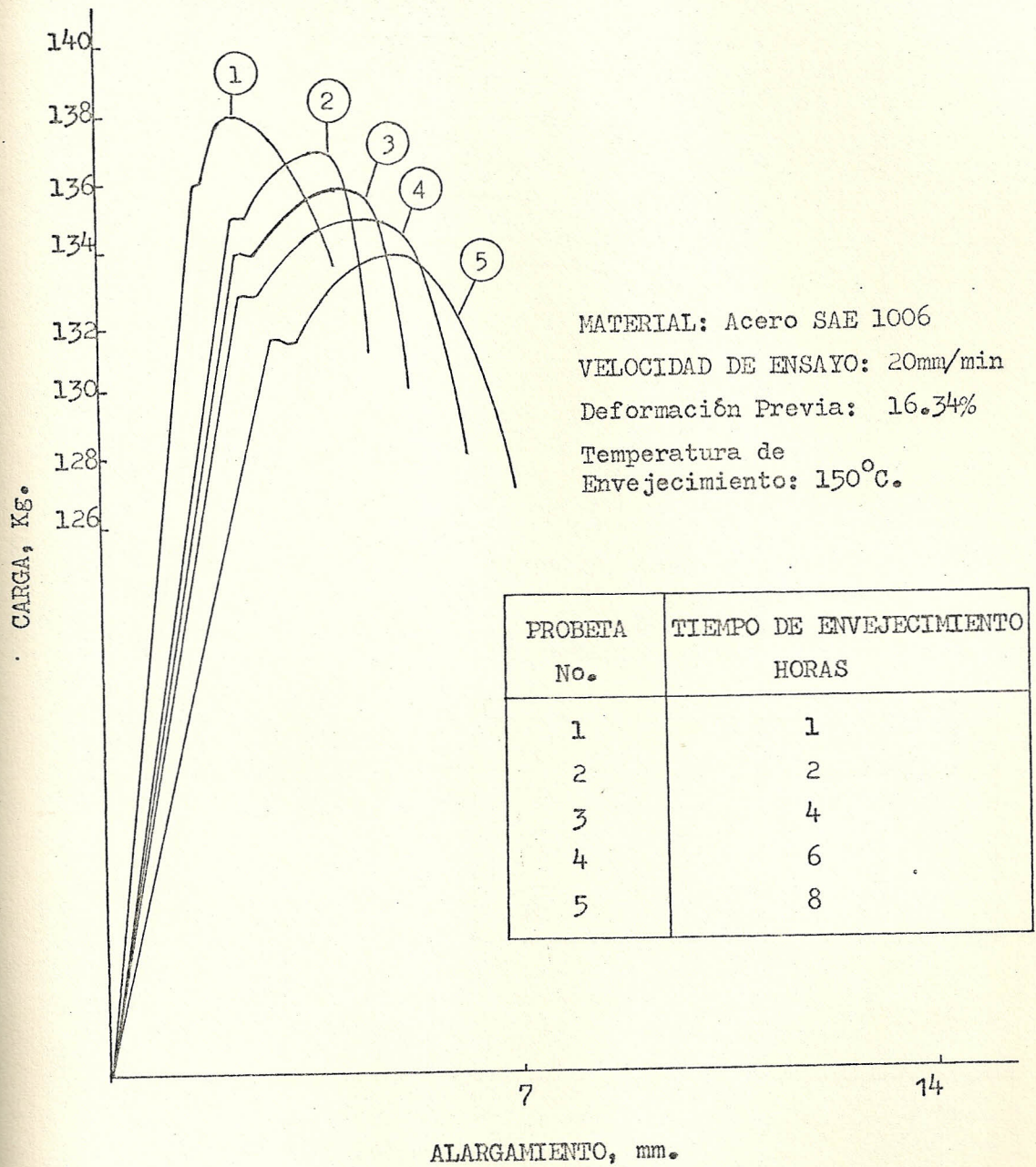


FIG. 3.10.- Variación de la curva de tracción con el tiempo de envejecimiento a 150°C.

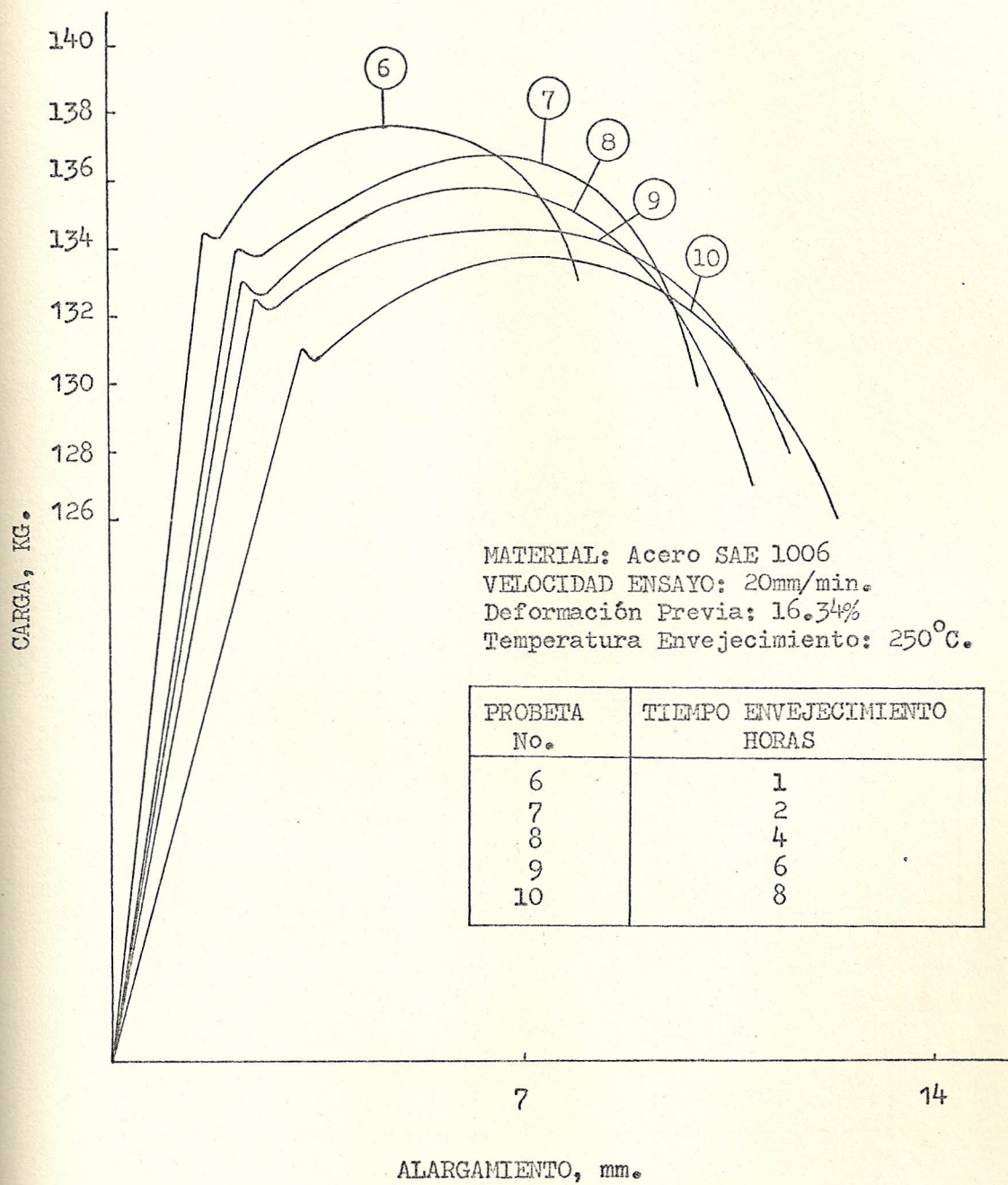


FIG. 3.11.- Variación de la curva de tracción con el tiempo de envejecimiento a 250°C.

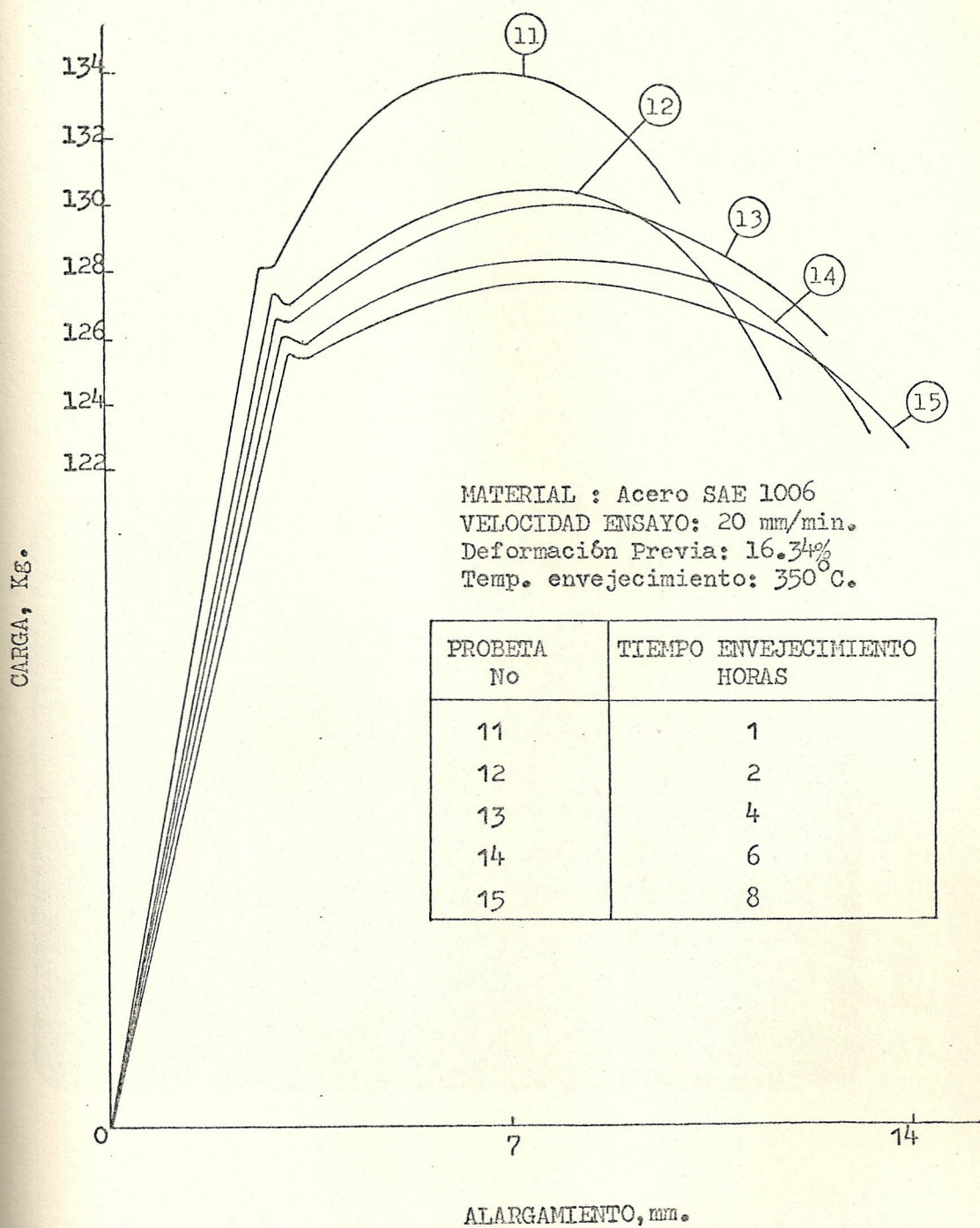


FIG. 3.12.- Variación de la curva de tracción con el tiempo de envejecimiento a 350°C.

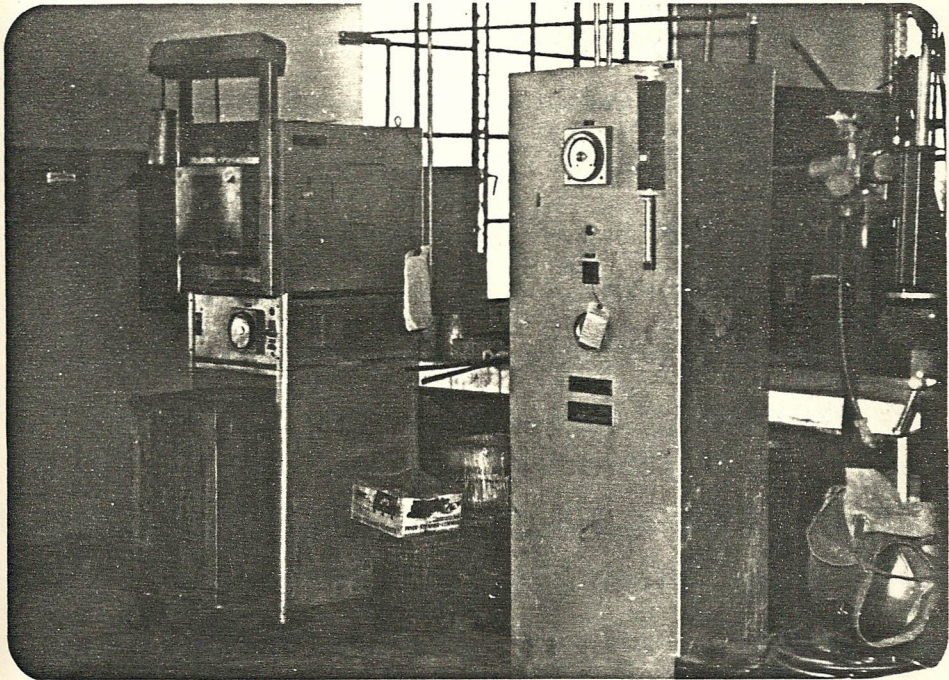


FIG. 3.13. Horno de tratamiento, marca TREEST, modelo 41 HC - 10188
18 AM.

Las Figs. 3.14, 3.15 y 3.16 representan curvas para temperaturas de envejecimiento de 150, 250, 350⁰C y tiempo de una hora observándose un incremento de límite elástico aparente. Así mismo se realizan curvas comparativas variando el tiempo de envejecimiento, las cuales se muestran en las Figs. 3.17, 3.18, 3.19, 3.20 y 3.21.

Los ensayos de tensión se realizaron a una velocidad de ensayo de 20 mm/min, y una velocidad de carta de 200 mm/min. y los resultados obtenidos son mostrados en la tabla 3.2, y con estos valores se obtienen curvas de variación límite elástico aparente con la temperatura para distintos tiempos de envejecimiento, lo cual se muestra en la Fig. 3.22, y curvas que muestran la variación del límite elástico aparente y resistencia a la tracción con el tiempo de envejecimiento como se ilustran en las Figs. 3.23, y 3.24.

3.4. PRUEBAS DE TENSION UTILIZANDO REVESTIMIENTO FRAGILES

Con el propósito de ver el comportamiento de límite elástico aparente al momento de realizar el ensayo, se recurrió a un nuevo método "BRITTLE-COATING" (recubrimientos frágiles) el cual se llevó a cabo de la siguiente manera.

- Tres probetas en condiciones normales fueron limpiadas con un solvente que viene en aerosol con el nombre de "CLEANER", el mismo que sirve para remover suciedad grasas y pinturas. Sino se dis-

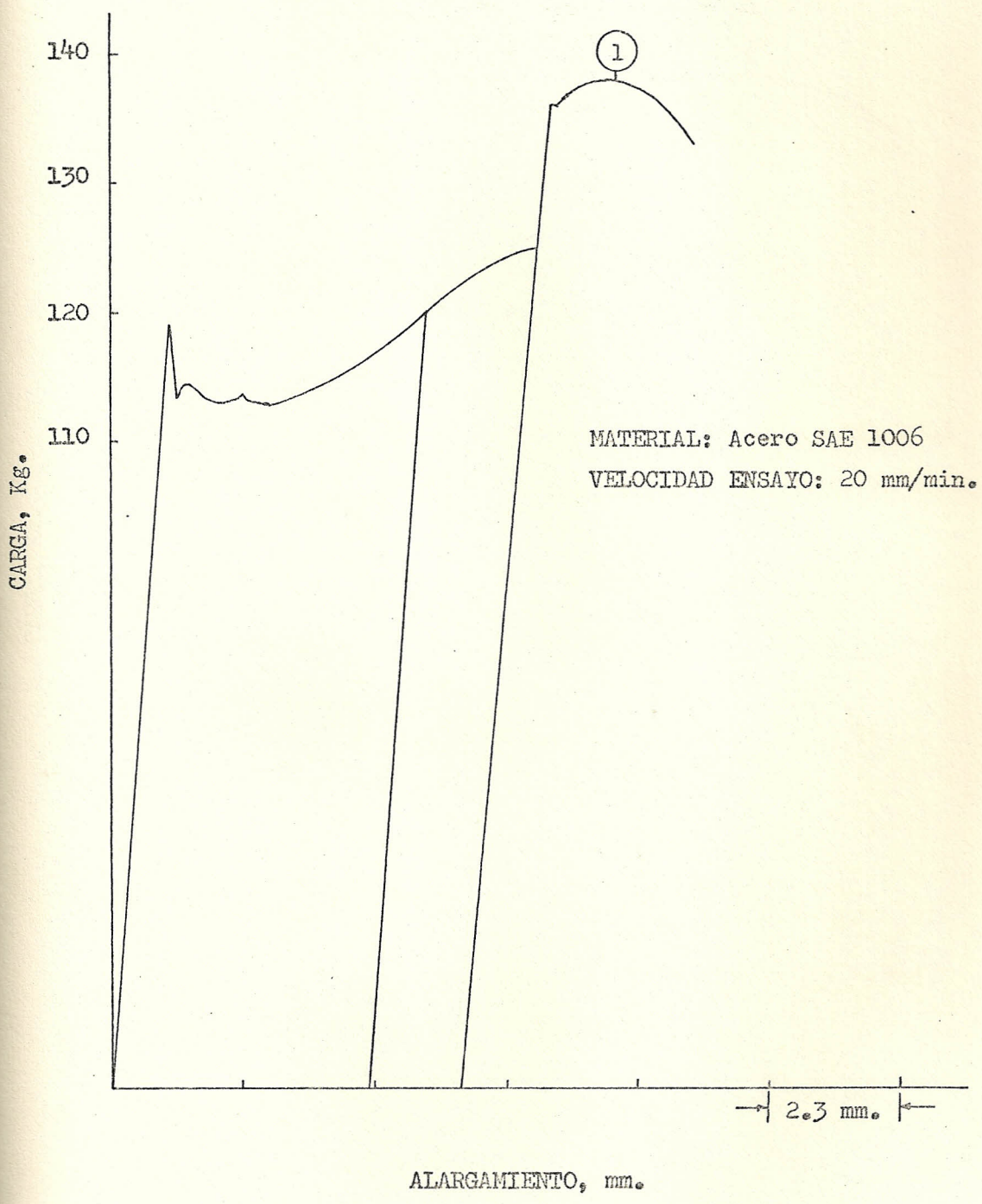


FIG. 3.14.- Curvas carga-alargamiento de probeta que muestra envejecimiento por deformación para 1 hr. a 150°C.

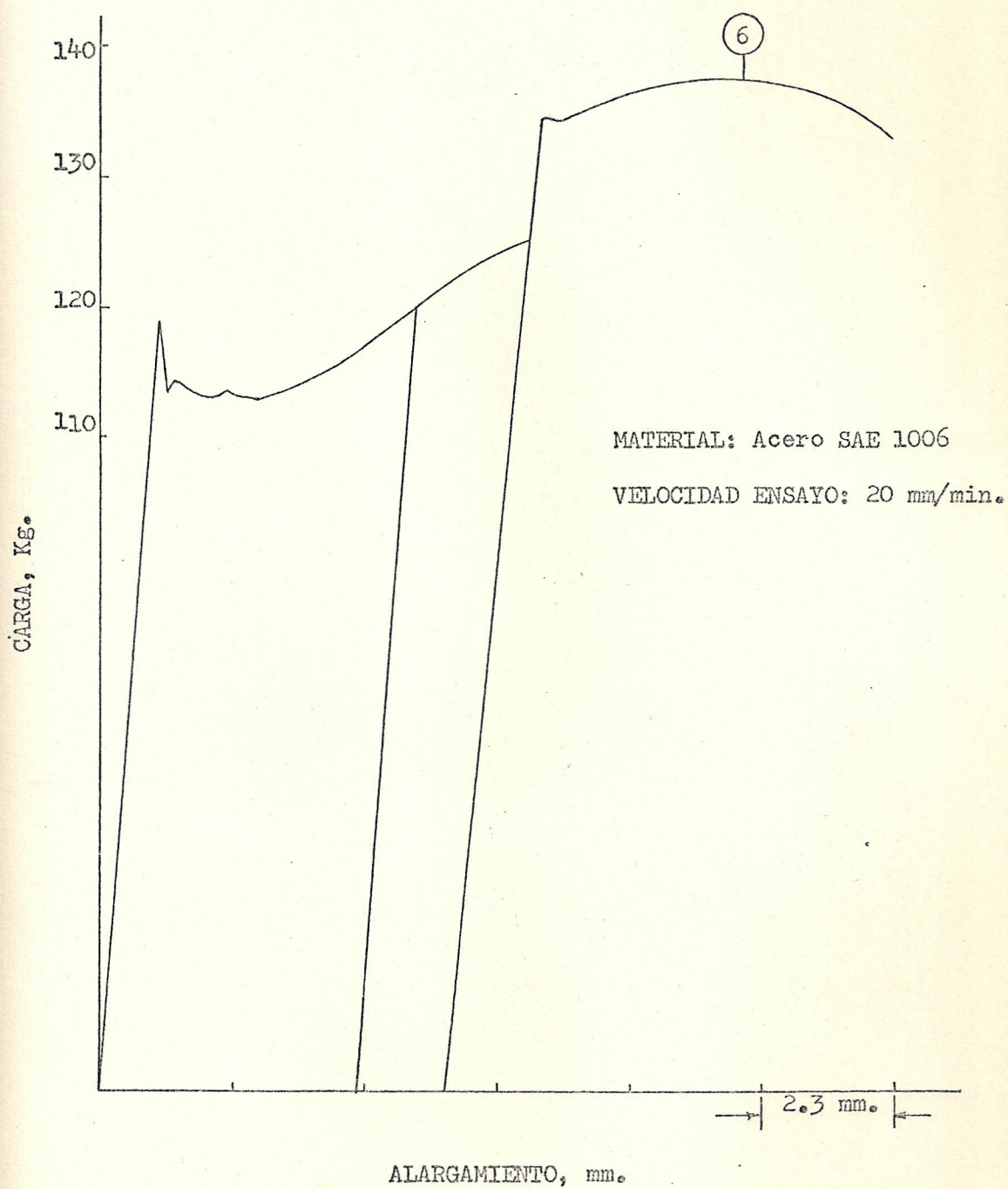


FIG. 3.15.- Curvas carga-alargamiento de probeta que muestra envejecimiento por deformación para 1 hr. a 250° C.

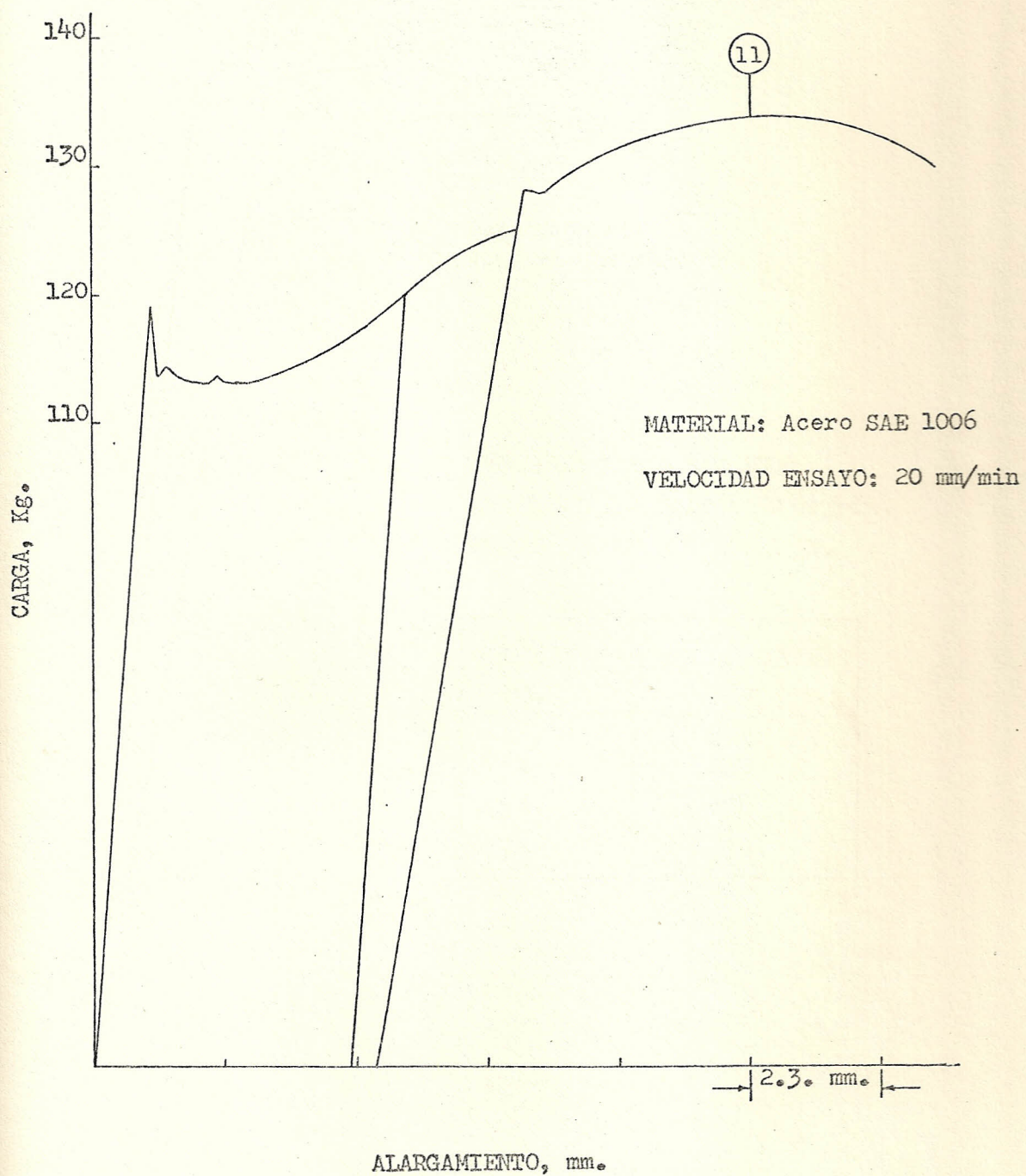


FIG. 3.16.- Curvas carga-alargamiento de probeta que muestra envejecimiento por deformación para 1 hr. a 350°C .

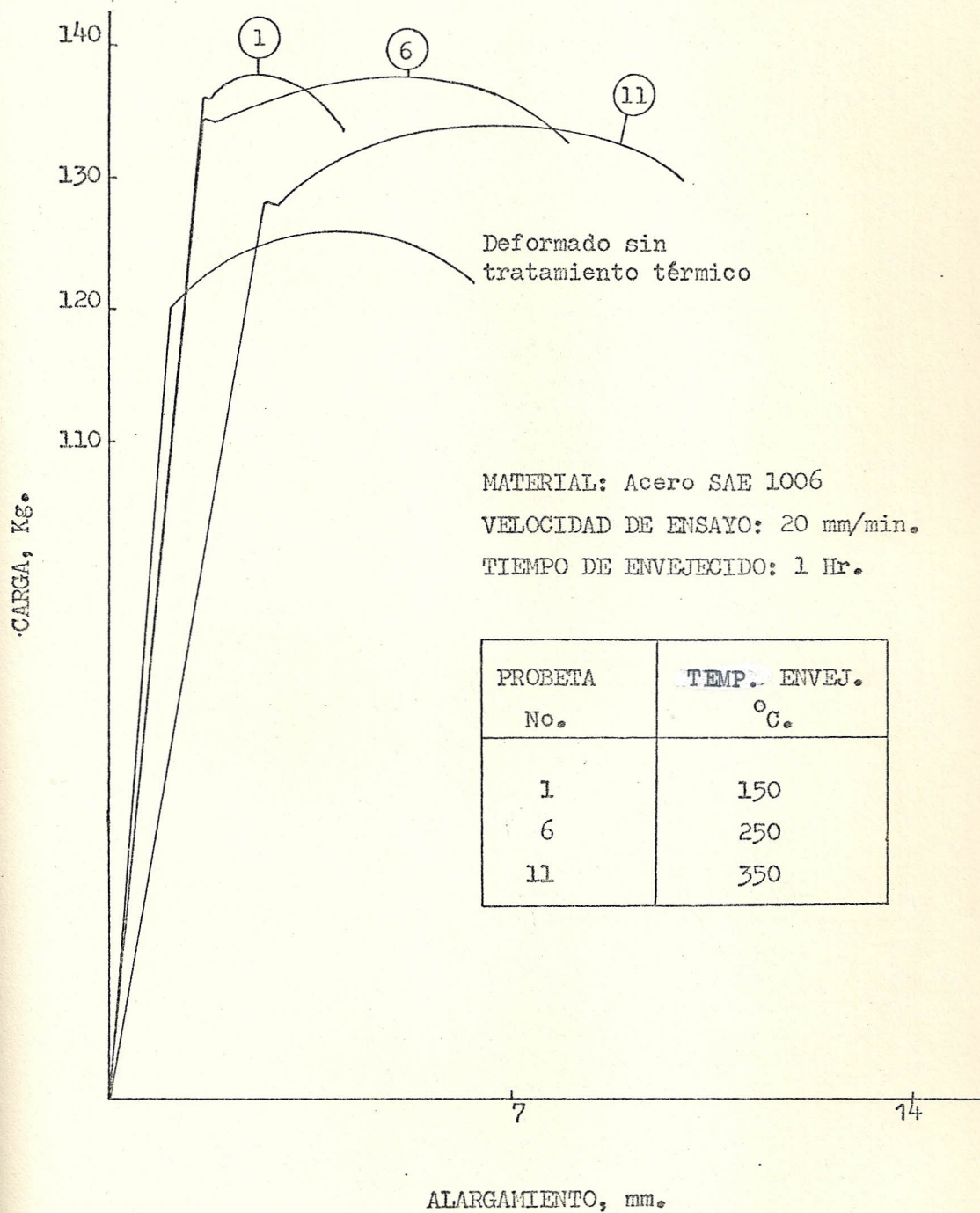


FIG. 3.17.- Variación de la curva carga-alargamiento con la temperatura de envejecimiento, durante 1 hora.

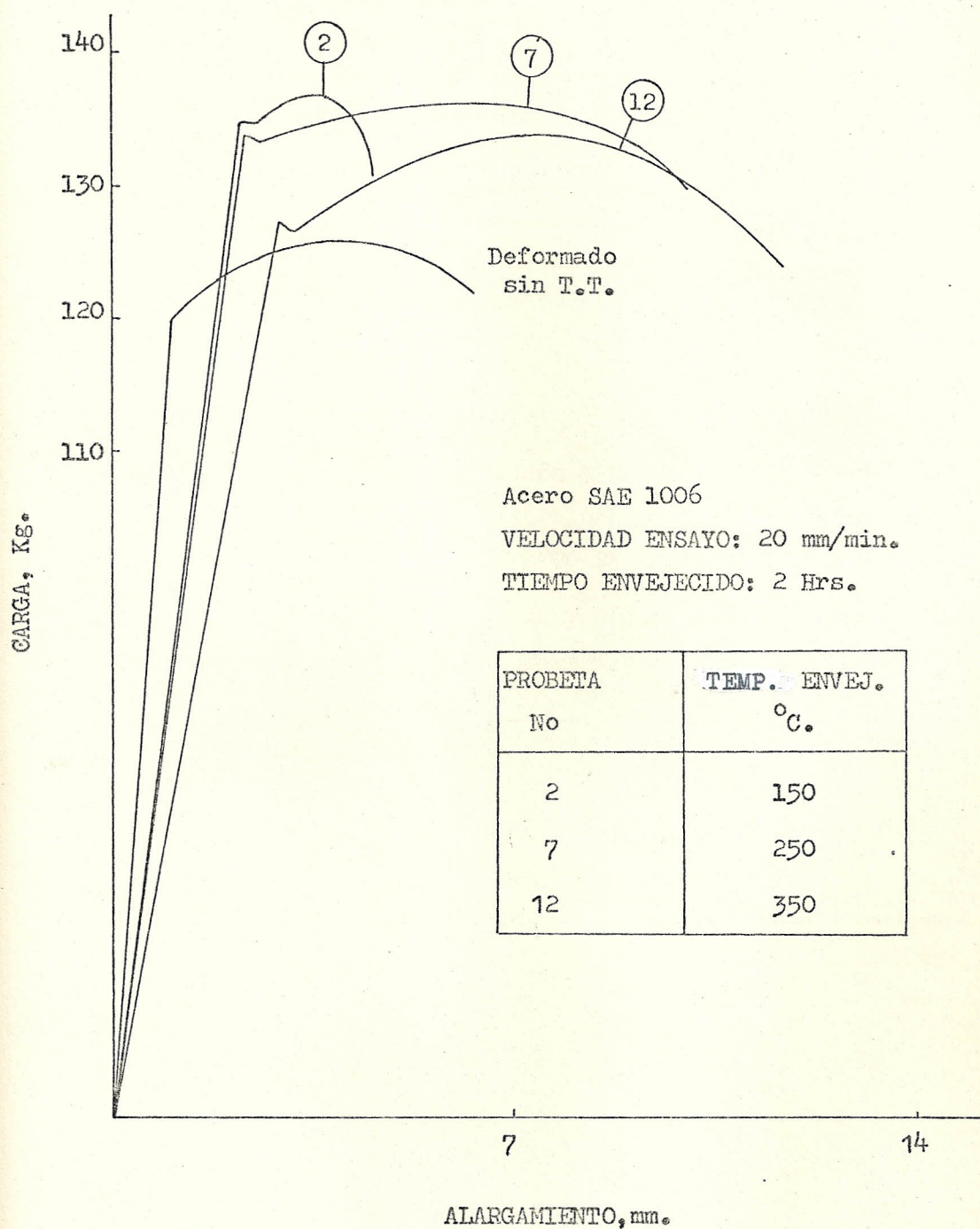


FIG. 3.18.- Variación de la curva carga alargamiento con la temperatura de envejecimiento durante 2 horas.

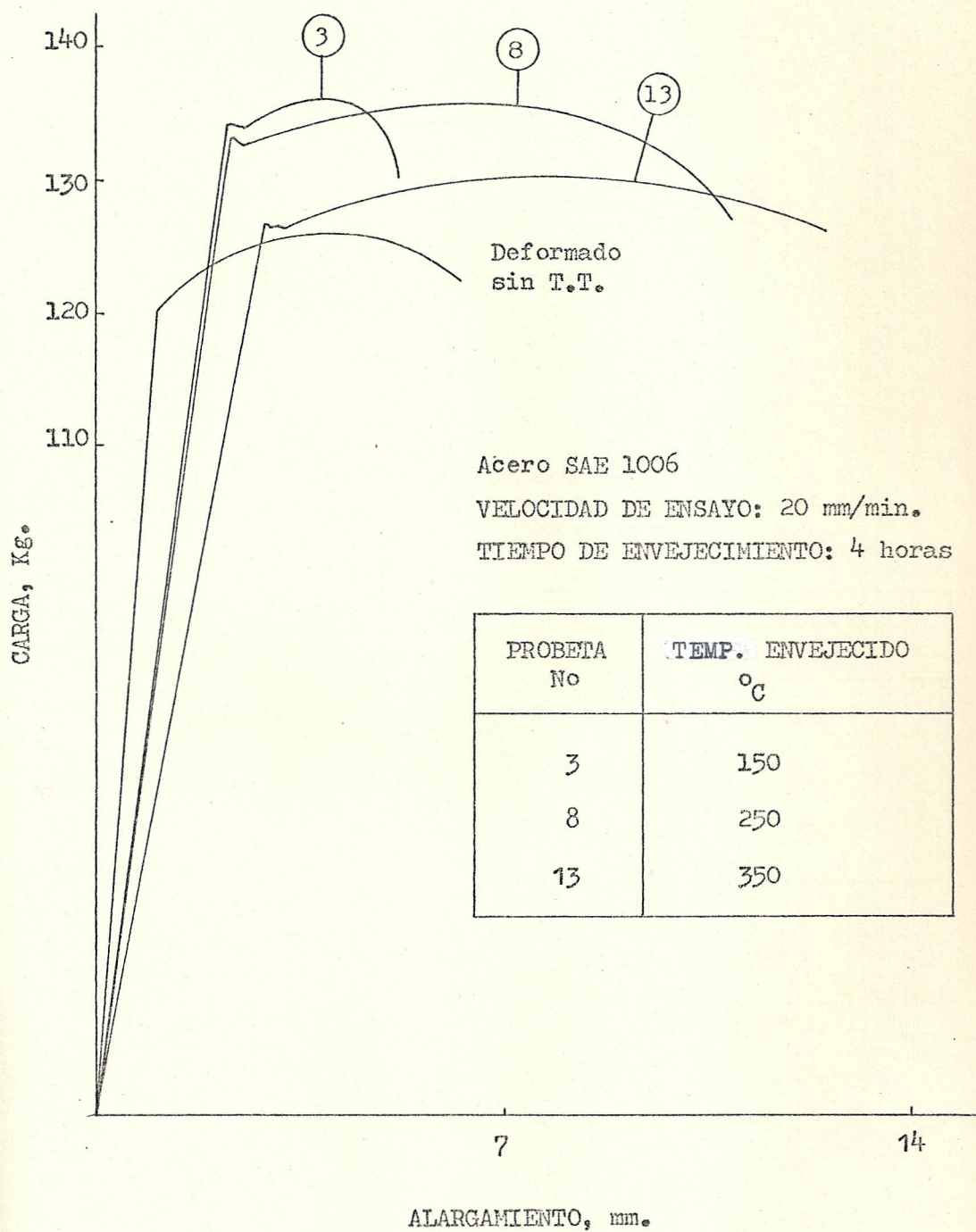


FIG. 3.19.- Variación de la curva carga-alargamiento con la temperatura de envejecimiento durante 4 horas.

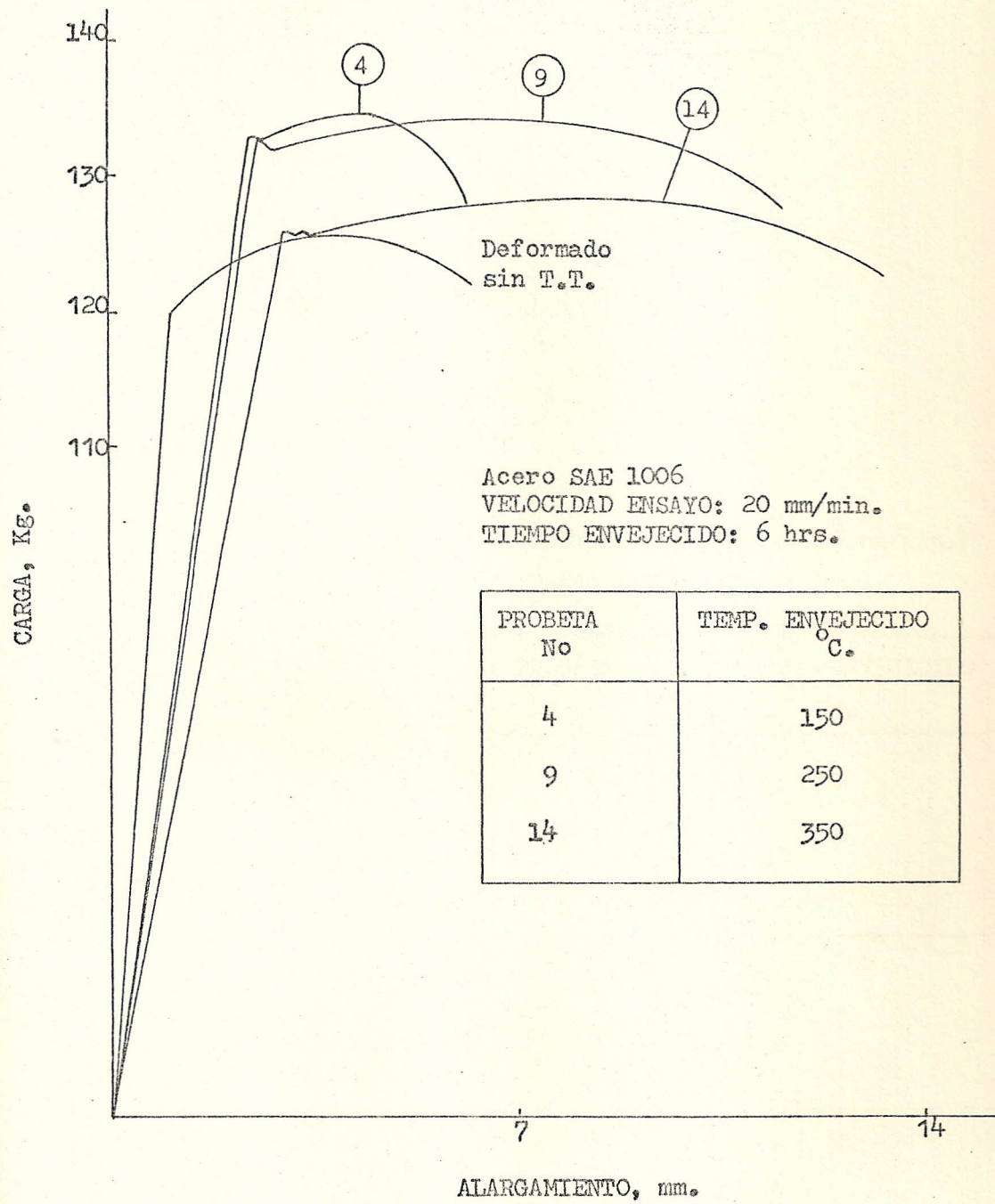


FIG. 3.20.- Variación de la curva-alargamiento con la temperatura de envejecimiento durante 6 horas.

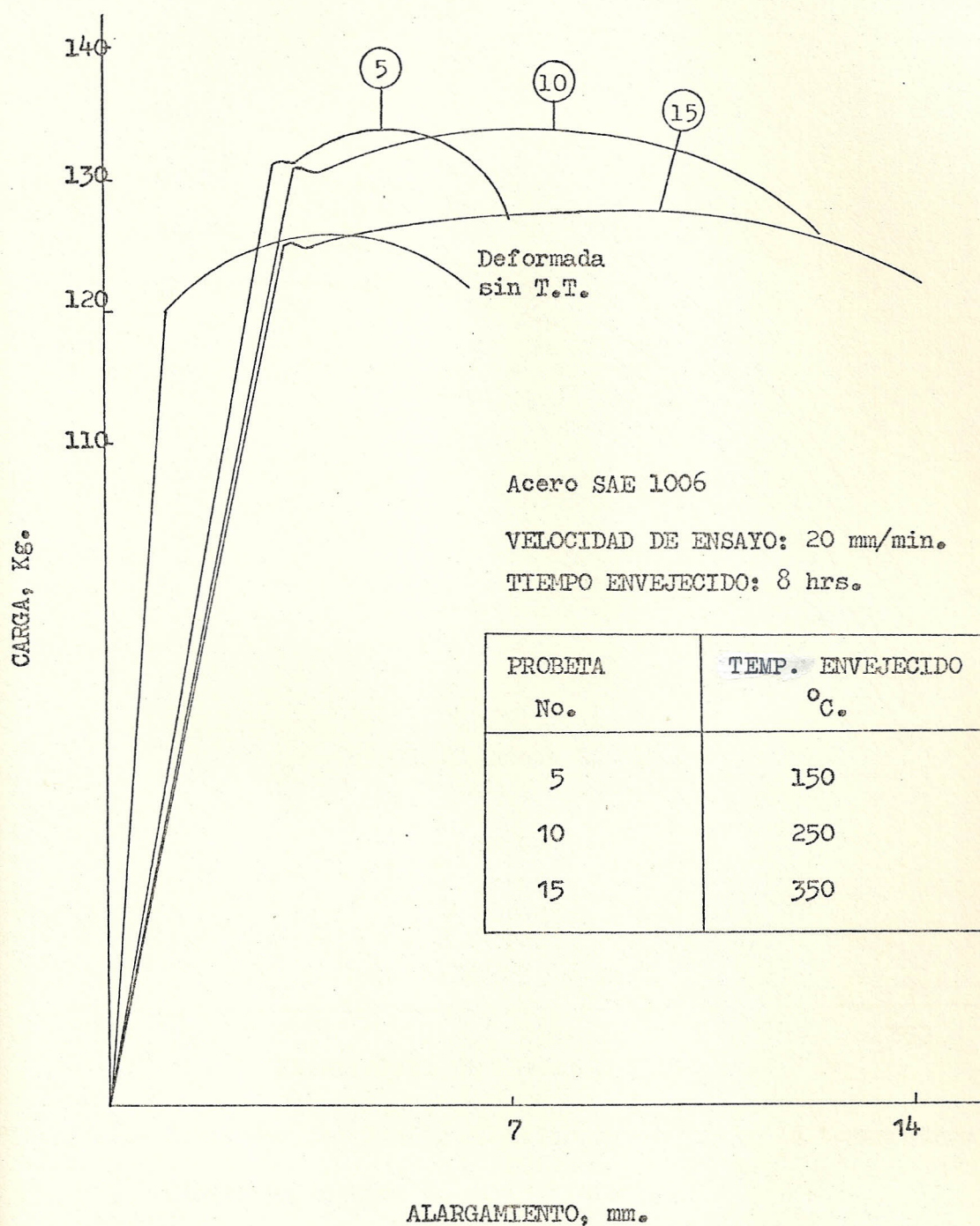


FIG. 3.21.- Variación de la curva carga-alargamiento con la temperatura de envejecimiento de 8 horas

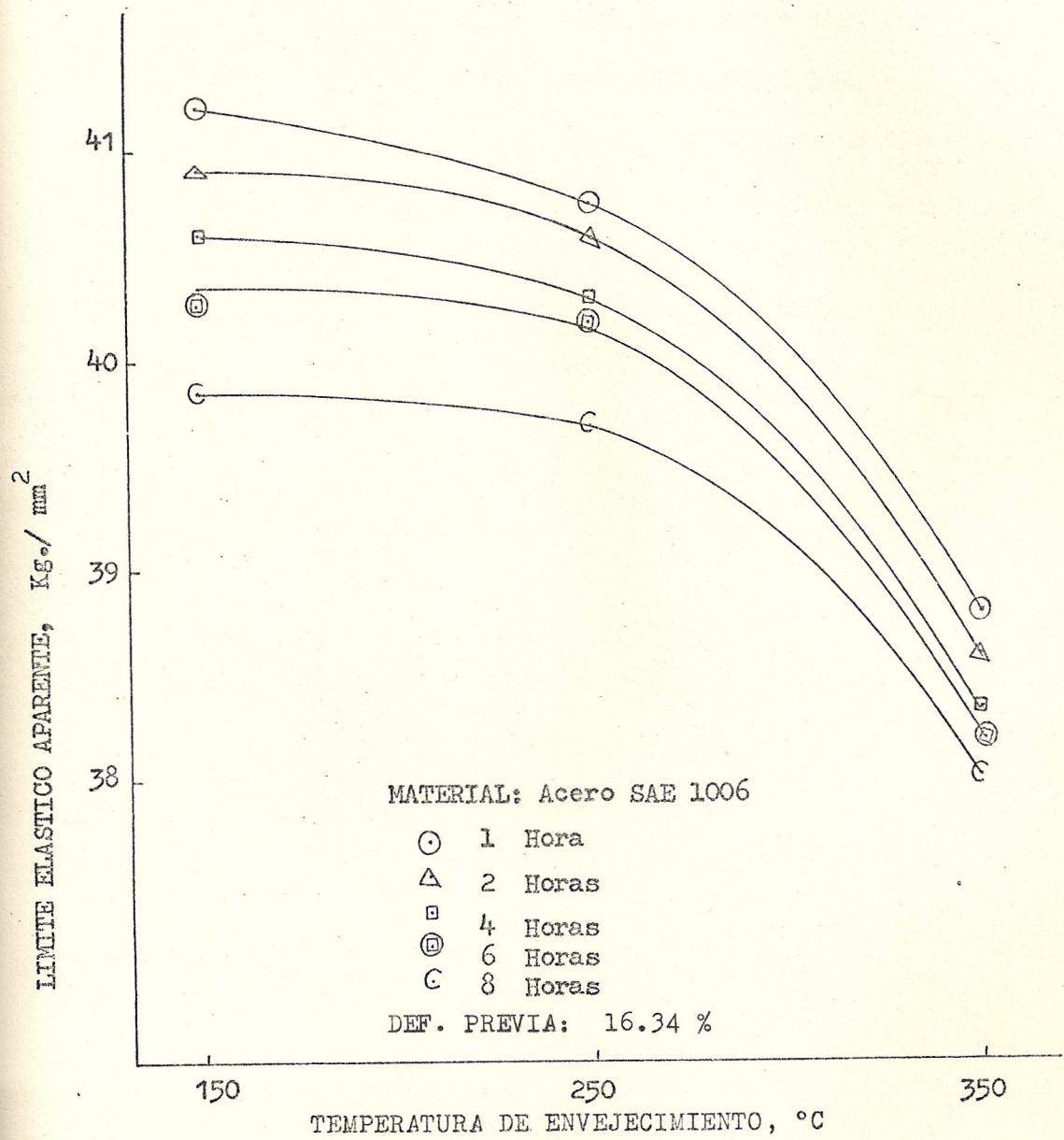


FIG. 3.22.- Variación del límite elástico aparente con la temperatura para distintos tiempos de envejecimiento

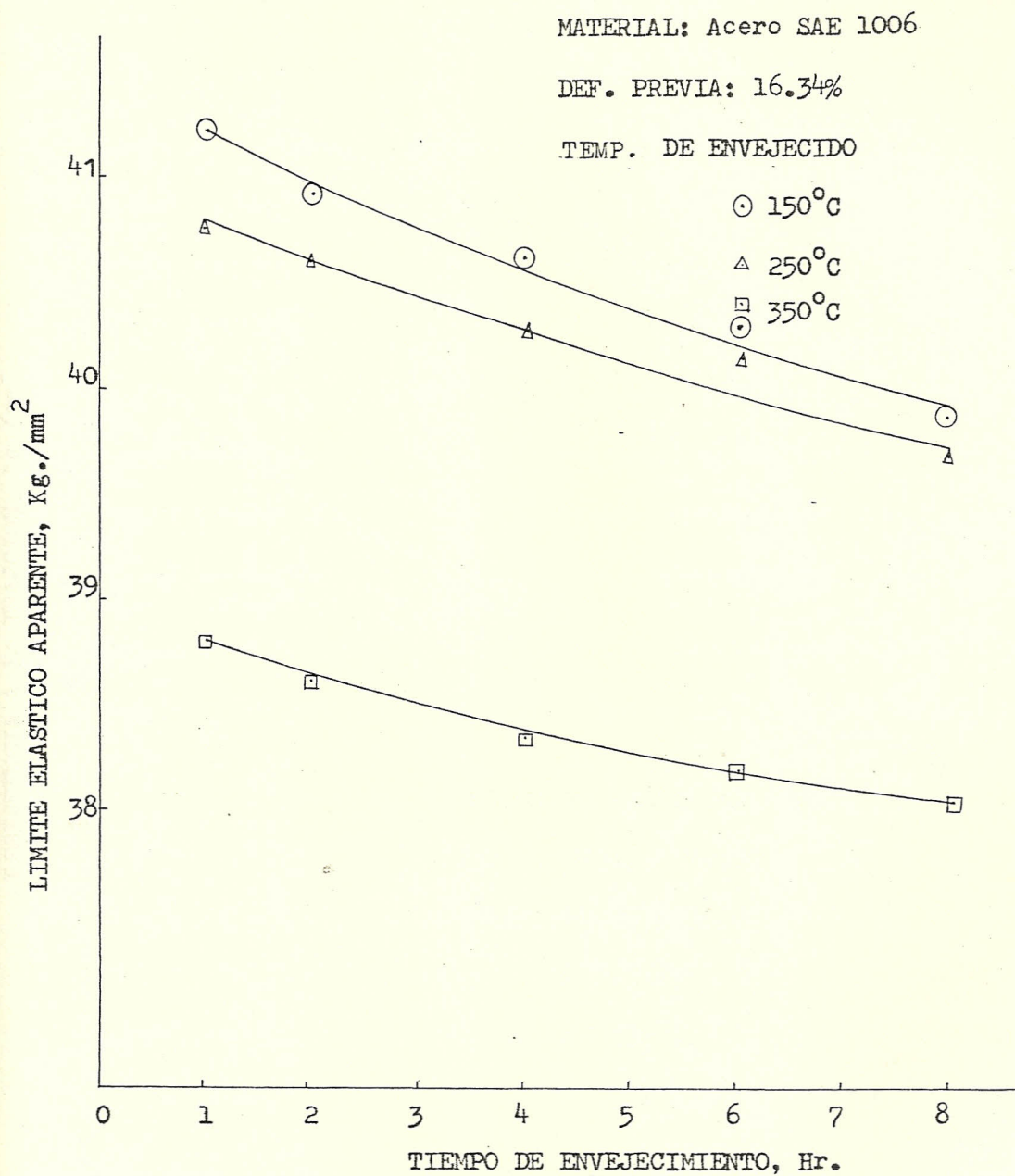


FIG. 3.23.- Variación del límite elástico aparente con el tiempo de envejecimiento (*) para distintas temperaturas.

(*) NOTAR que la palabra "envejecimiento", no corresponde a lo que en la terminología inglesa se conoce como "age Hardening".

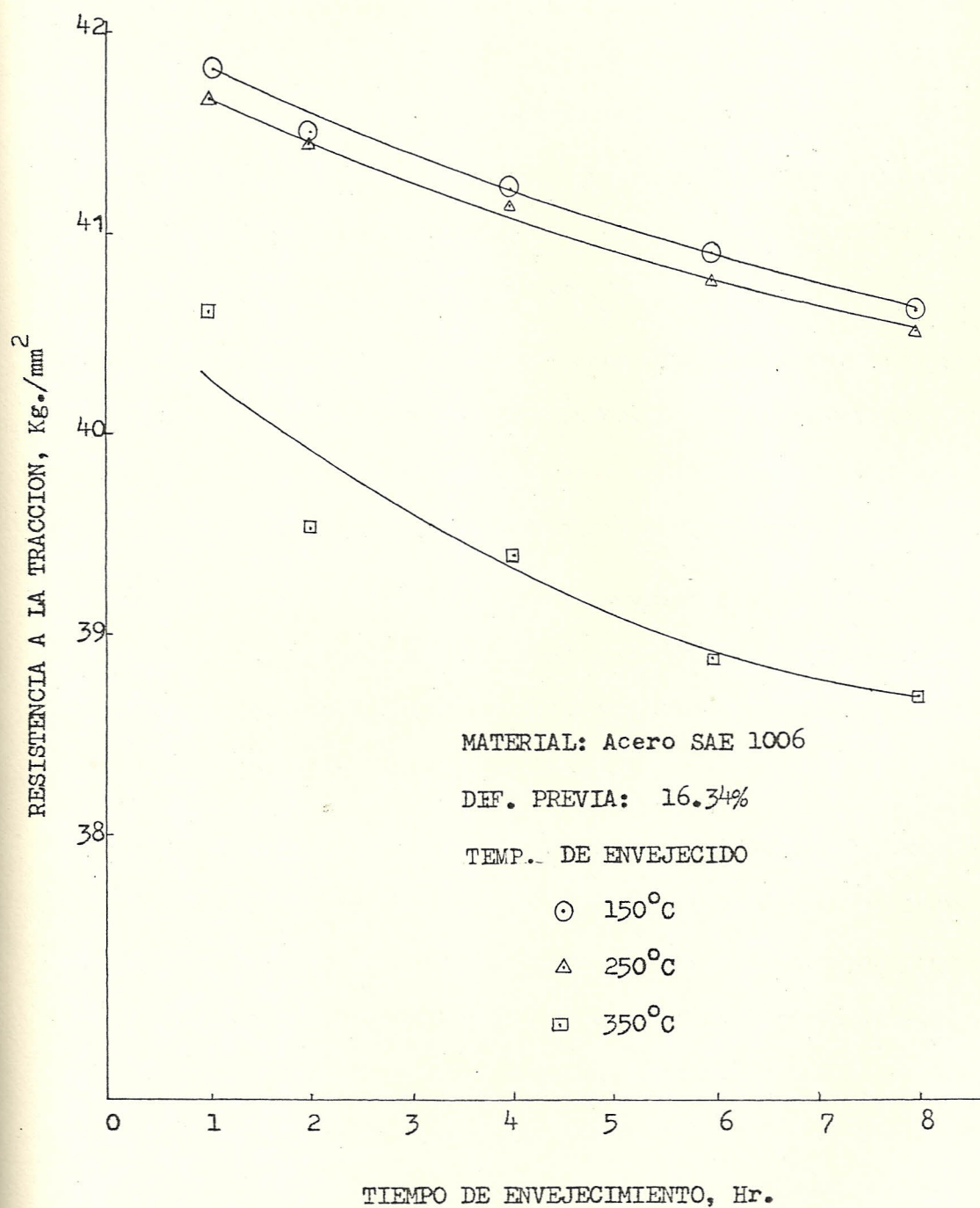


FIG. 3.24.- Variación de la resistencia a la tracción con el tiempo de envejecimiento para distintas temperaturas.

poné del mismo, se lo puede reemplazar por tetracloruro de carbono o cloroformo.

-Luego se aplica capas finas de "Undercoat" el mismo que es una substancia reflectiva no inflamable que provee un fondo uniforme en toda la superficie de la probeta ya sea aspera o lisa. Entre cada capa se requieren 10 min. de secado.

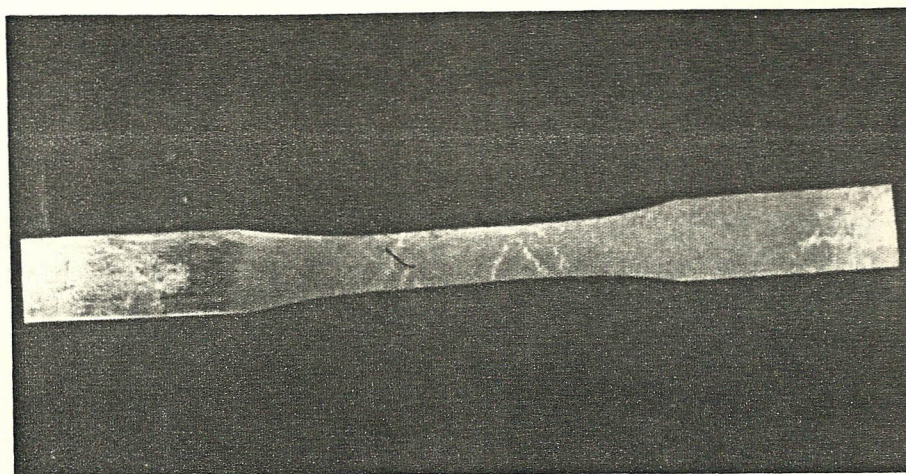
-Finalmente se aplica el recubrimiento frágil en capas finas (3 capas) obteniéndose una película de color amarillento algo oscuro. Entre capa y capa hubo un tiempo de secado de 5 min., y el tiempo de secado de la última capa debe ser como mínimo 6 horas.

-Una vez completamente seco el recubrimiento se procedió a tensionar la primera probeta hasta la aparición de las primeras marcas que corresponde al límite elástico aparente superior, lo cual se puede observar en la Fig. 3.25a

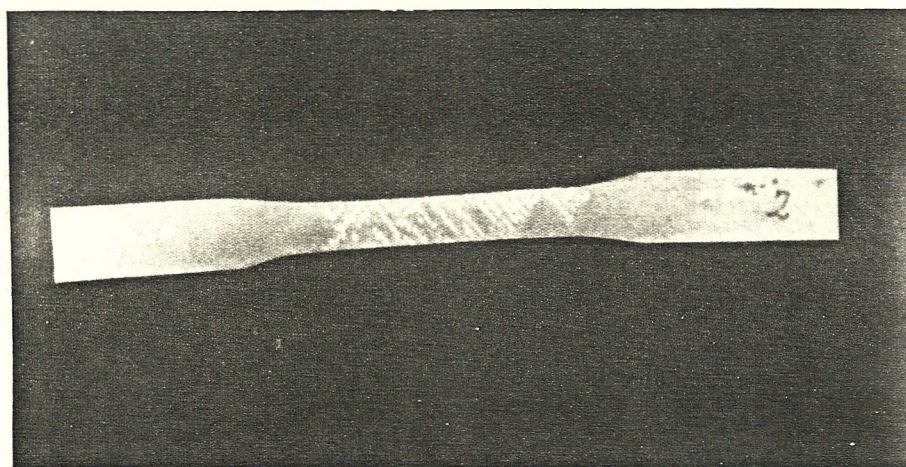
Luego con una segunda probeta se realizó el ensayo de tensión hasta una deformación intermedia a la amplitud del alargamiento en el límite elástico aparente en donde se observa una mayor propagación de las marcas de deformación, la cual se muestra en la Fig. 3.25b. Por último con una tercera probeta se tensionó hasta que las marcas cubrieron toda la amplitud del alargamiento, el cual indica el fin del límite elástico aparente, Fig. 3. 6. Estas marcas en la superficie de las probetas se conocen como bandas de "Luders".

3.5. PRUEBAS DE TENSION A DISTINTAS VELOCIDADES DE ENSAYO

En esta parte del trabajo se ha variado la velocidad de ensayo (ve



a) Formación inicial de bandas, correspondiente al límite elástico aparente superior



b) Bandas correspondiente a una deformación intermedia en el límite elástico aparente inferior.

FIG. 3.25.- Observación visual de formación de bandas de Luders.

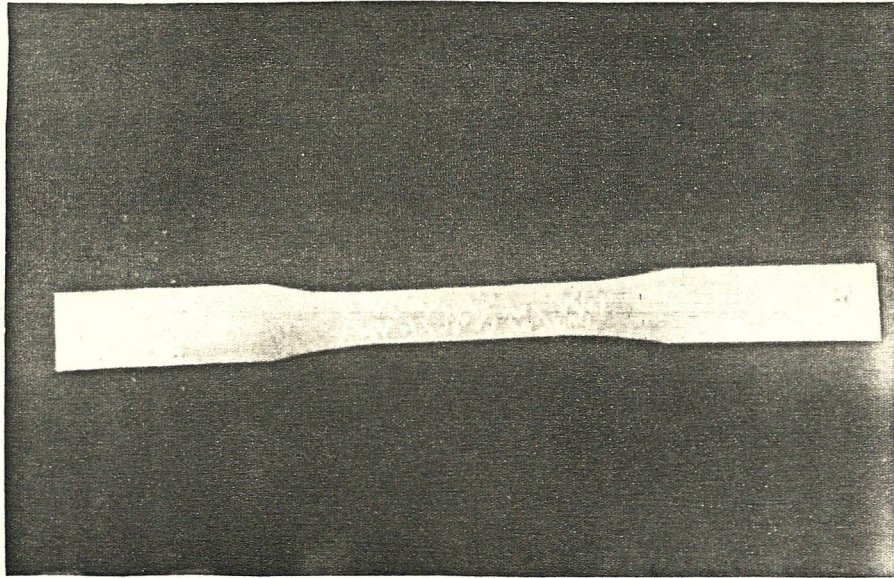


FIG. 3.26.- Bandas correspondientes al fin del límite elástico ap
rente.

locidad de carga) de la INSTRON, y realizado pruebas en probetas tal como se recibe la chapa de acero y las curvas obtenidas están representadas en las Figs. 3.27, 3.28, 3.29, 3.30 y 3.31. Los valores del límite elástico aparente y velocidad de ensayo están tabulados en la Tabla 3.3, con estos valores se obtuvo la curva de efecto de la velocidad de ensayo sobre el límite elástico aparente, el cual es mostrado en la Fig. 3.32.

3.6. PRUEBAS DE TENSION A DISTINTAS TEMPERATURAS

Este tipo de prueba están explicadas en la sección 3.3.3. De las curvas obtenidas se observa que el límite elástico aparente aumenta con la temperatura de envejecimiento, con respecto a curvas de probetas sin tratar, y a su vez dicho límite va disminuyendo conforme se aumenta el tiempo y temperatura de tratamiento.

3.7. PRUEBAS DE DUREZA Y MICRODUREZA

Para esta prueba se utilizó el microdureómetro ya que la probeta es delgada y puede ser estropeada por el durómetro. El microdureómetro es un probador marca RIEHLE-KENTRON, modelo AK-8, el rango de cargas de prueba están entre 1-1000 g. y el indentador utilizado en esta prueba es el KNOOP de diamante Fig. 3.33.

Para tomar las durezas fue necesario preparar metalográficamente

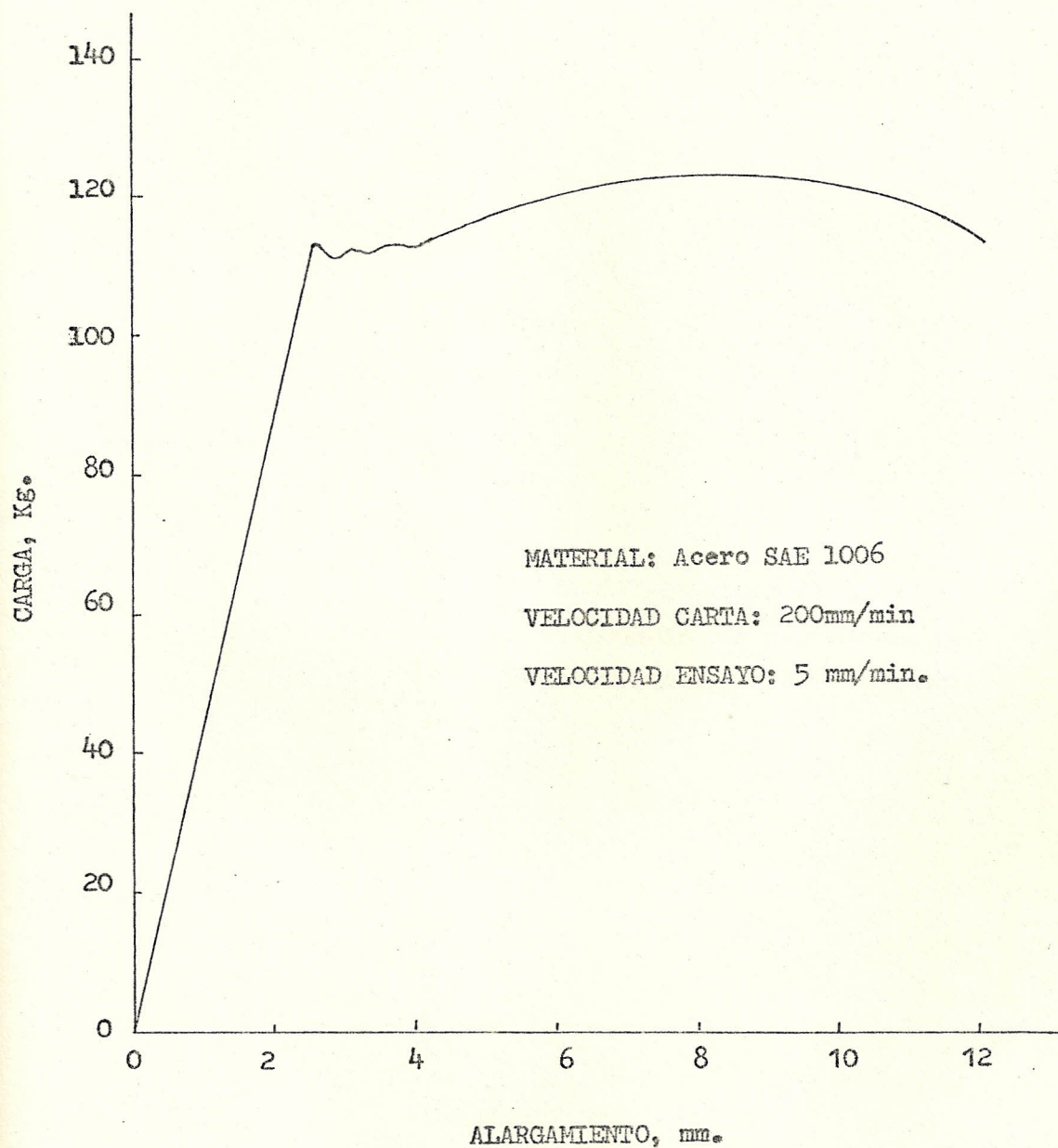


FIG. 3.27.- Curva carga-alargamiento de acero SAE 1006 para velocidad de ensayo de 5 mm/min.

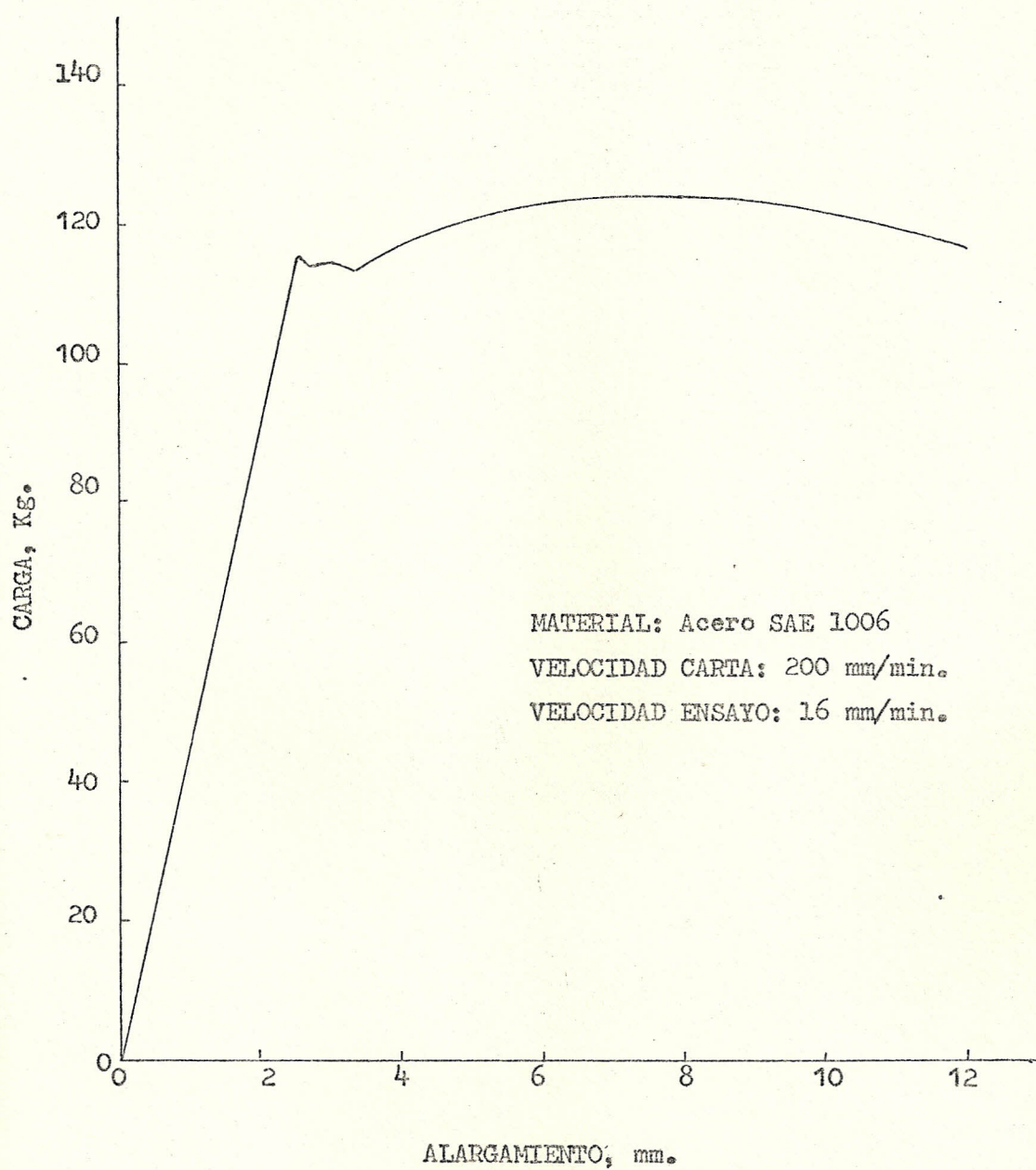


FIG. 3.28.- Curva carga-alargamiento de acero SAE 1006 para velocidad de ensayo de 16 mm/min.

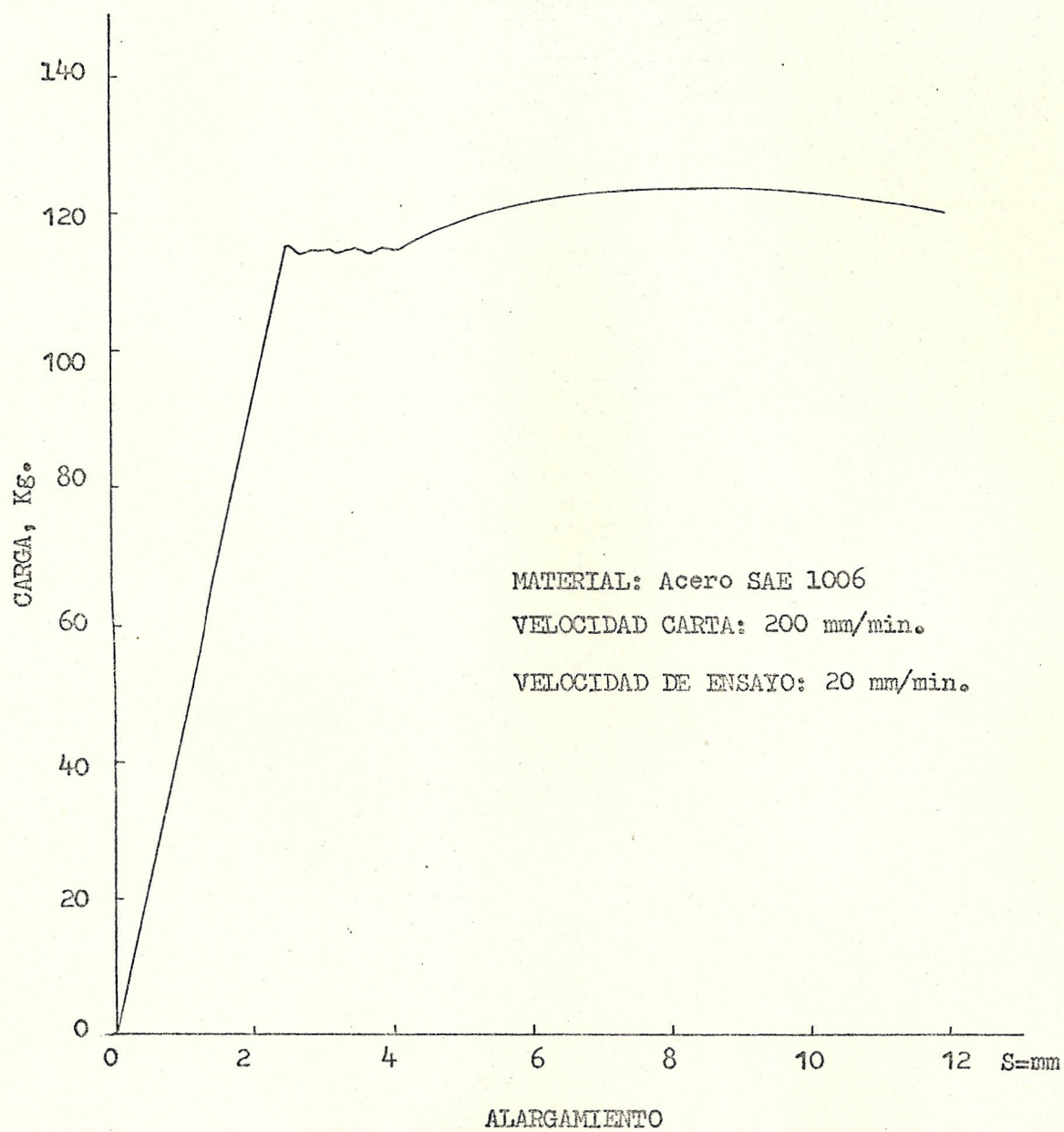


FIG. 3.29.- Curva carga-alargamiento de acero SAE 1006 para velocidad de ensayo de 20 mm/min.

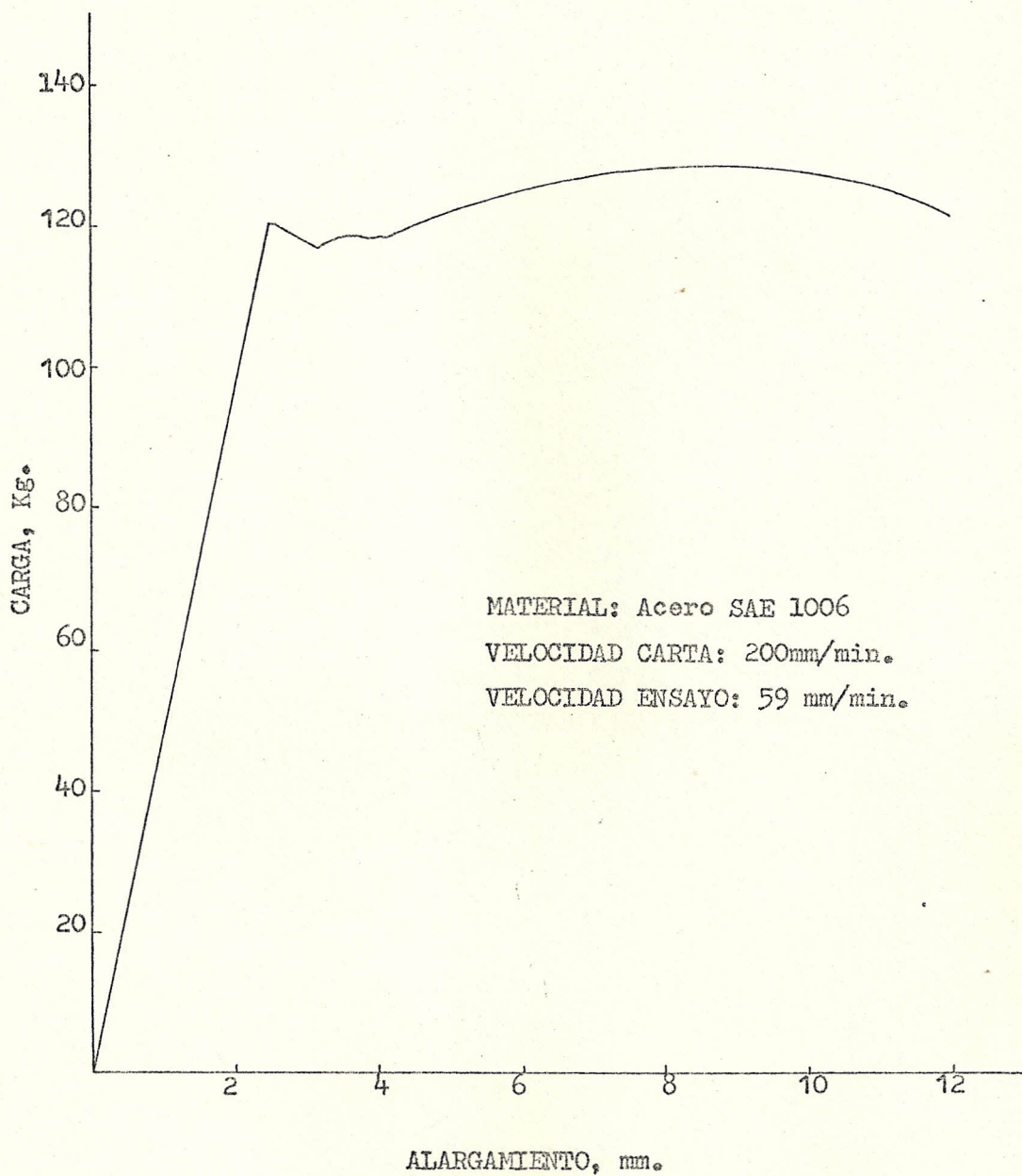


FIG. 3.30.-- Curva carga-alargamiento de acero SAE 1006 para velocidad de ensayo de 59 mm/min.

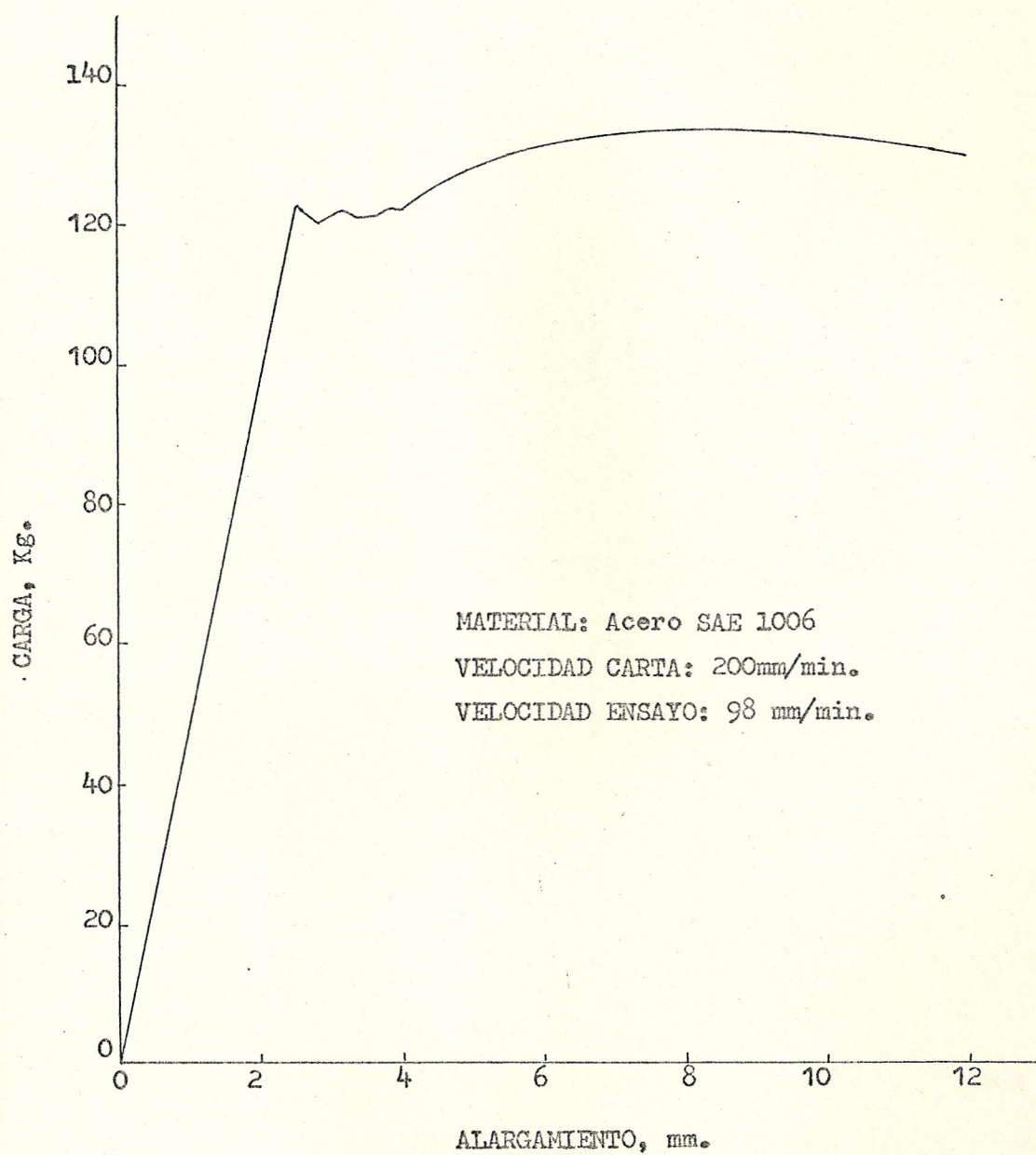


FIG. 3.31.- Curva carga-alargamiento de un acero SAE 1006 para velocidad de ensayo de 98 mm/min.

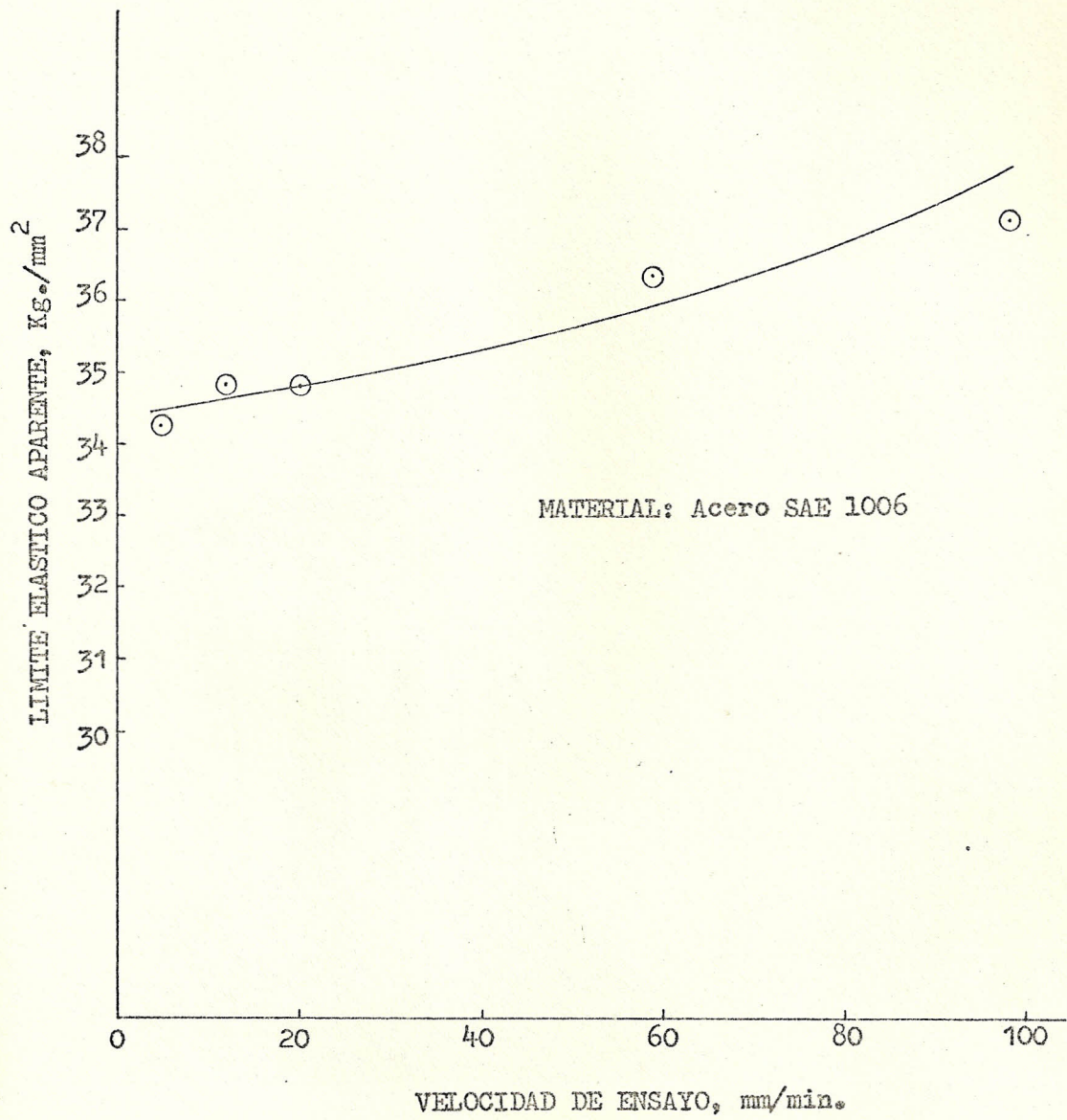


FIG. 3.32.- Efecto de la velocidad de ensayo sobre el límite elástico aparente.

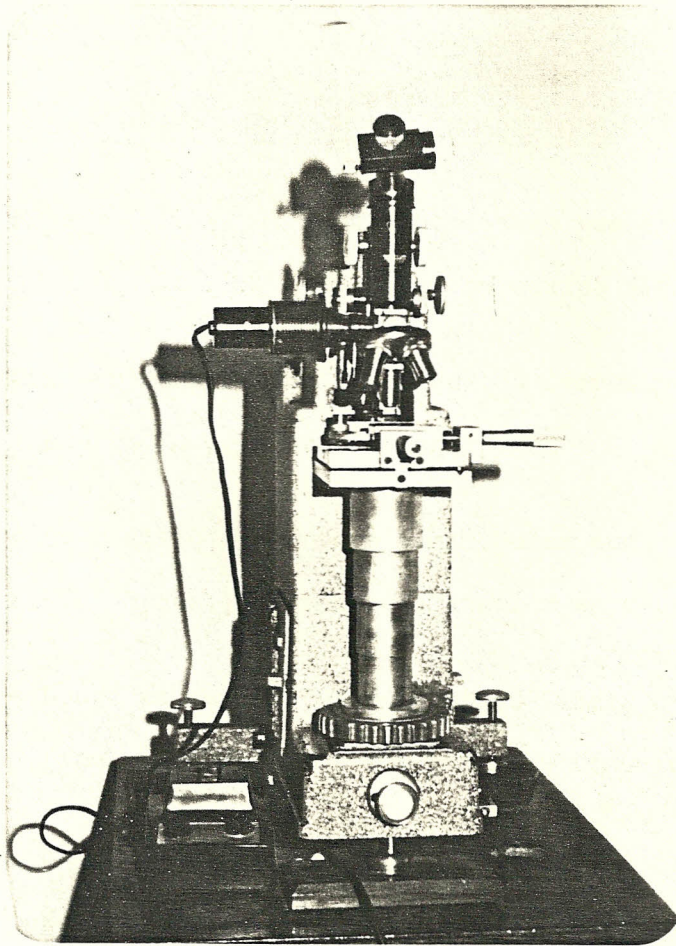


FIG. 3.33. Probador de microdureza Tukon.

las probetas y las tomas se realizaron en forma longitudinal sobre la superficie, cuyos valores están tabulados en la Tabla 3.4, y graficados en curvas de variación de dureza con el tiempo y temperatura de envejecimiento respectivamente como se ilustra en las Figs. 3.34 y 3.35.

3.8. ENSAYOS MACROSCOPICOS Y MICROSCOPICOS

En este ensayo el equipo utilizado fue el microscopico marca OLYMPUS, modelo PME, Fig. 3.36 con equipo de microfotografía integrado. Para su observación las probetas fueron preparadas metalograficamente de la siguiente manera:

- Se realizó el montaje de probetas con resinas termoplásticas, debido a que la superficie a pulir es de dimensión pequeña.
- Luego se realizó el desbastado final, utilizando para el efecto papel lija de 400 y 600 grados y abundante agua.
- Finalmente se realizó el pulido en un disco giratorio cubierto de un paño apropiado y con pasta de diamante de grano fino, obteniéndose un buen acabado especular.

Una vez preparadas las probetas se procedió al ataque químico, el reactivo utilizado fue Nital al 3%. Con el fin de determinar la microestructura, se tomaron microfotografía las mismas que están representadas en las Figs.: 3.37, 3.38, 3.39, y 3.40, en don

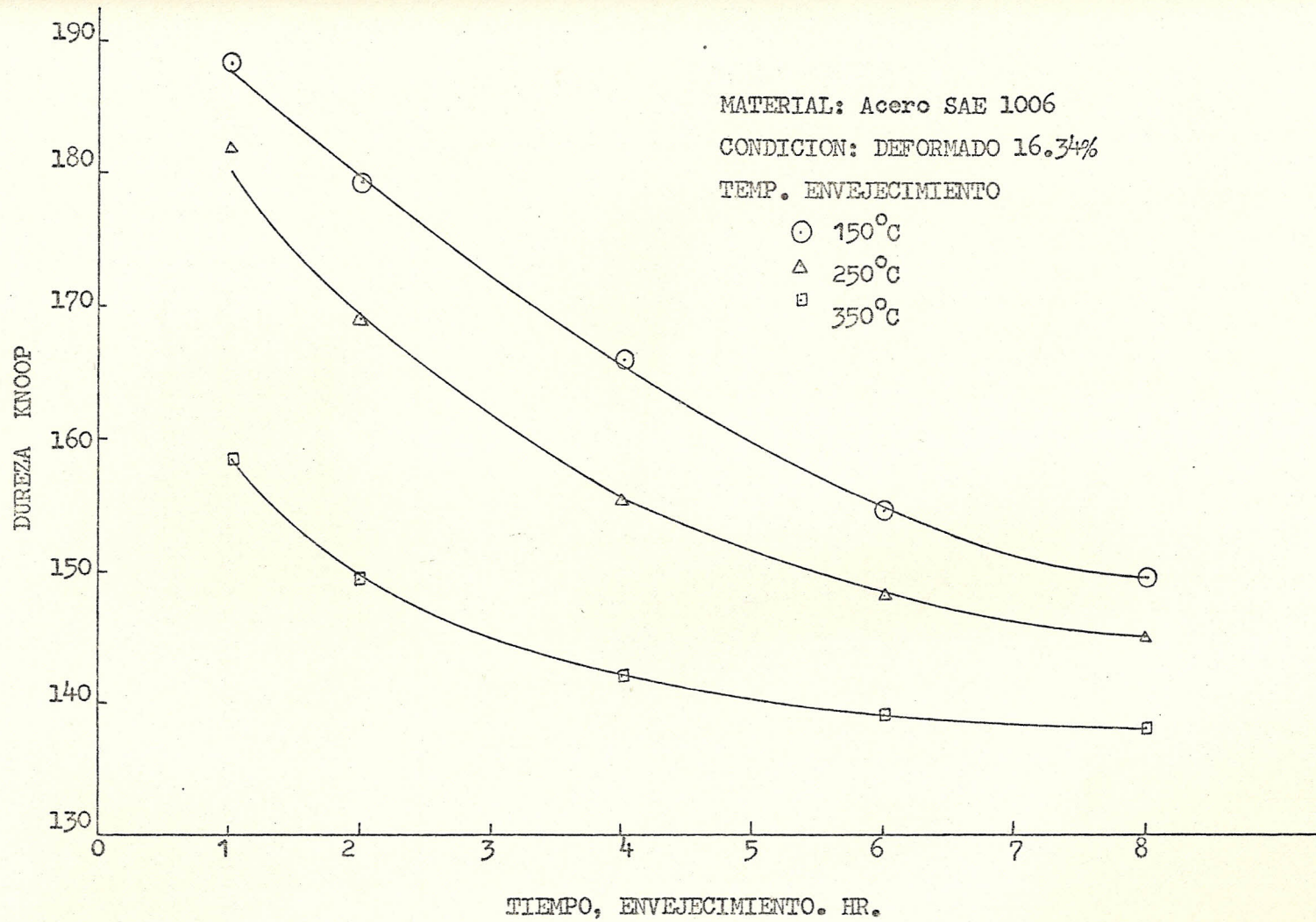


FIG. 3.34.- Variación de la dureza con el tiempo de envejecimiento para distintas temperaturas

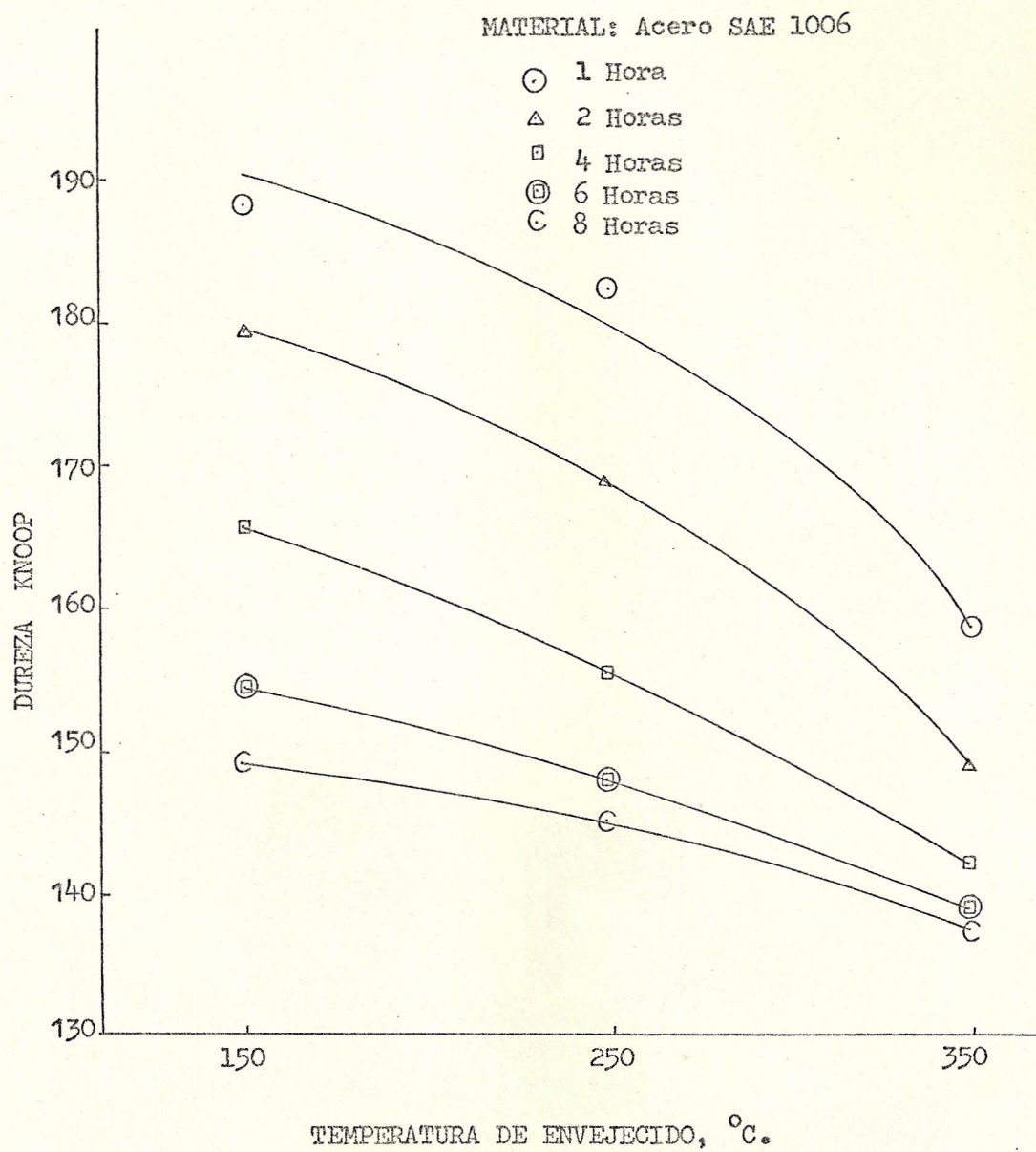


FIG. 3.35.- Variación de la dureza con la temperatura, para distintos tiempos de envejecimiento.

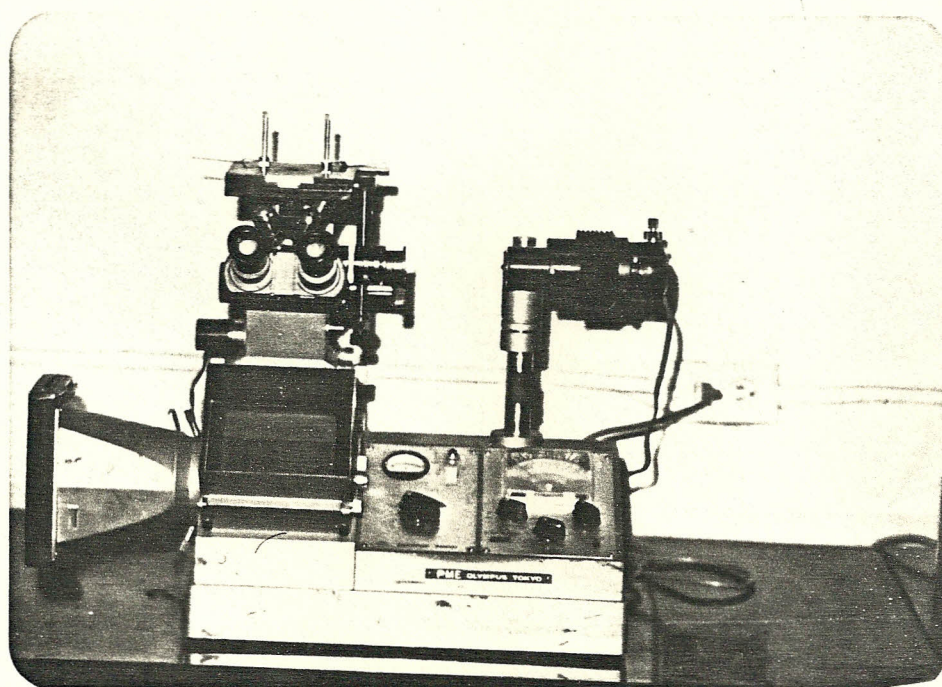


FIG. 3.36. Microscopio metalográfico marca OLYMPUS, modelo PME

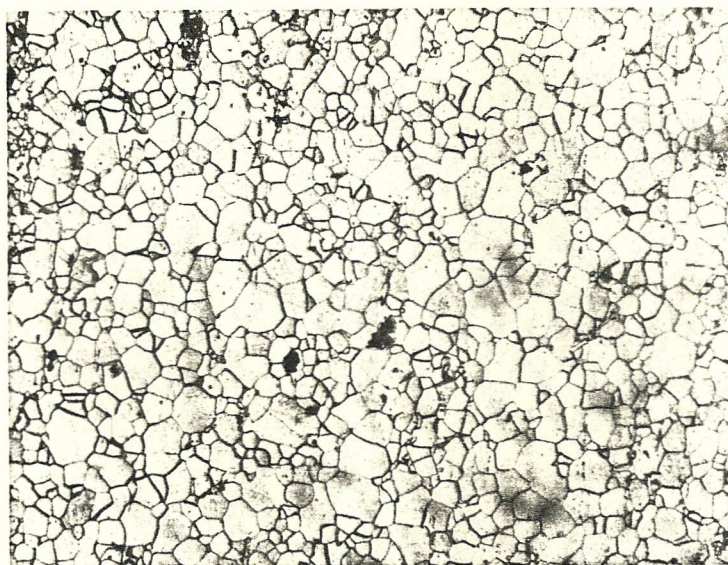


FIG. 3.37.- Microfotografía de material base, acero SAE 1006 (0.07%C)

Aumento : 200X

Reactivo : Nital al 3%



FIG. 3.38.- Microfotografía de acero SAE 1006 deformado 11.02%

Aumento : 200X

Reactivo : Nital al 3%

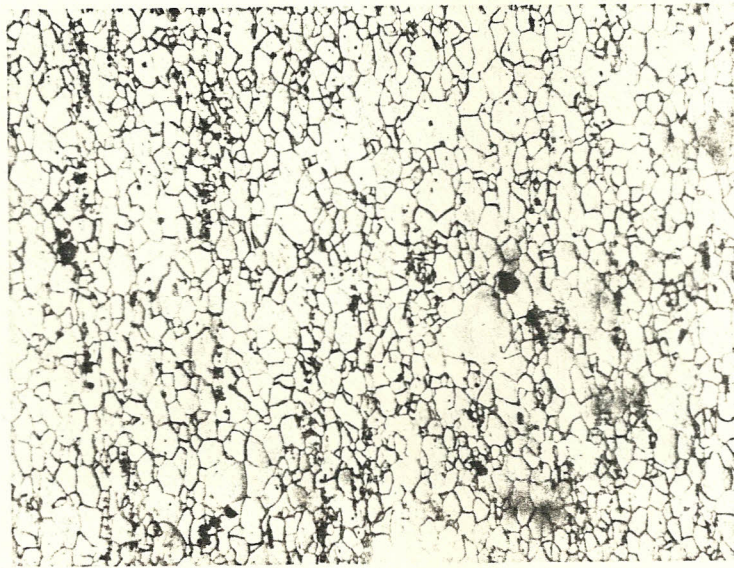


FIG. 3.39.- Microfotografía de acero SAE 1006 con deformación adicional de 5.32%

Aumento : 200X

Reactivo: Nital 3%

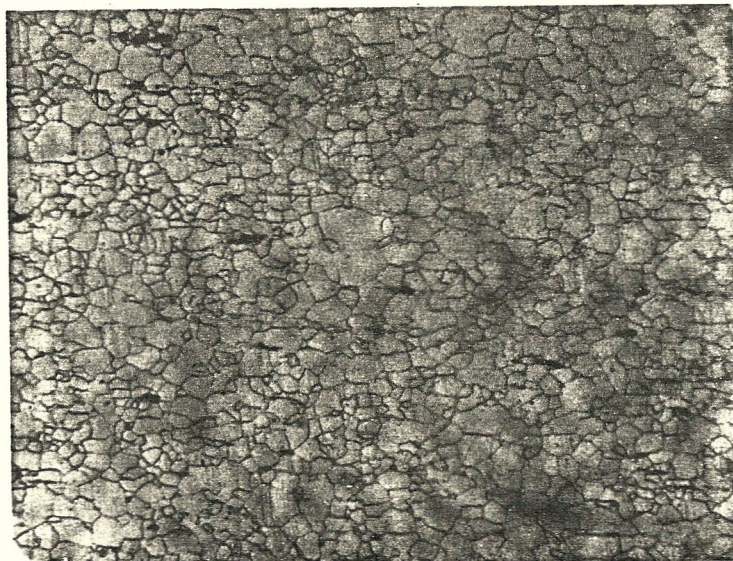


FIG. 3.40.- Microfotografía de acero SAE 1006 envejecida por deformación.

Aumento : 200X

Reactivo : Nital al 3%

Temperatura Envejecimiento: 250°C

Tiempo envejecimiento : 6 horas.

de se observa los efectos del envejecimiento por deformación.

3.9. ENSAYOS DE ERICHSEN COMO MEDIDA DE LA EMBUTIBILIDAD

Este ensayo es el más utilizado, el cual suministra indicaciones sobre la aptitud de los metales en planchas al trabajo de embutición profunda en frío.

Consiste en someter una probeta correctamente ajustado en la máquina de prueba a un verdadero embutido, entre un punzón semiesférico de 20 mm. de diámetro y la correspondiente matriz, como se ve en la Fig. 3.41.

La probeta constituida de la plancha destinada a embutición de forma circular o cuadrada de 90 mm. como mínimo, sin rebajas y lubricada cuidadosamente sobre sus dos caras se coloca sobre el anillo-matriz y el anillo-fijador, seguidamente se ejerce una presión gradual con el punzón lubricado de igual forma a una velocidad que varía entre 5 y 20 mm/min., el cual debe continuar hasta provocar la primera grieta en la copa que va formándose. Midiéndose la profundidad de la copa con la correspondiente presión, se compara con la Fig. 3.42, en la que se encuentra los valores óptimos para este ensayo.

Después del ensayo es importante observar el aspecto que presenta la superficie del material en la copa para poder de esta manera predecir el comportamiento de las chapas al ser embutidas en el proce-

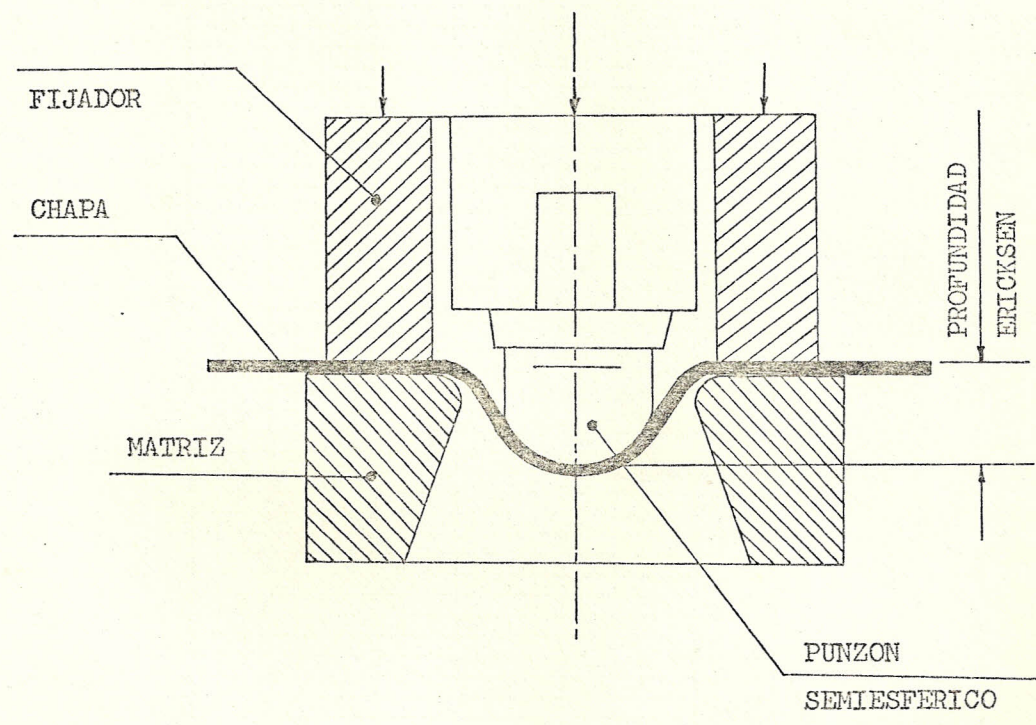


FIGURA 3.41

ENSAYO ERICKSEN

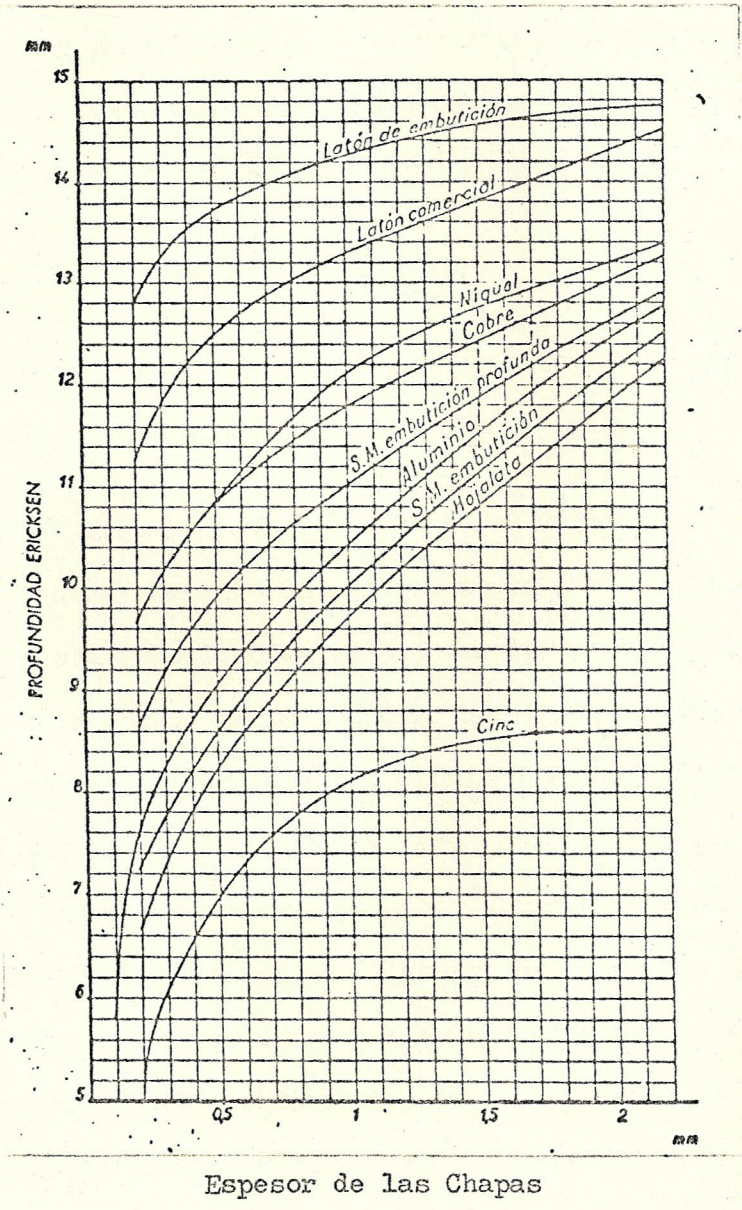


FIG. 3.42.- Curvas Erichsen para diferentes chapas metálicas.

so. Si ésta superficie se ha vuelto granulada, tosca o presenta ampollas, la chapa no es apta para el embutido, por que ha sufrido un recocido exagerado.

Las irregularidades de la superficie se debe al conjunto de depre - siones conocidas como bandas de Luders debido a la presencia del límite elástico aparente.

3.10 ANALISIS Y COMPARACION DE DATOS

De las pruebas experimentales se obtuvieron resultados que son dis - cutidos y comparados en la presente sección.

Las Figs. 3.3, 3.4, 3.5, 3.6 y 3.7 muestran curvas para probetas sometidas a tracción en las que se ha variado la velocidad de carta para una velocidad de ensayo constante de 20 mm/min. La finalidad de éste ensayo es seleccionar qué parámetro de velocidad de carta es necesario para ver con claridad al comportamiento del límite e - lástico aparente, tomando para este trabajo la velocidad de carta de 200 mm/min., la cual fué usada durante todo el trabajo experimental, junto con la velocidad de ensayo de 20 mm/min. De las curvas se puede apreciar una forma bien establecida de los dientes en un alarga - miento de aproximadamente 2 mm. correspondiente al límite elástico aparente, para velocidades de carta de 20 a 200 mm/min. no así para velocidades de carta de 500 y 1000 mm/min. Además la pendiente de - la zona elástica es la misma para todas las curvas y la carga corres - pondiente al límite elástico superior es de 116 Kg., mientras que la

carga máxima es de 126 Kg, el alargamiento hasta la ruptura es 12 mm. que corresponde a 23.62 % de deformación.

En la Fig. 3.8 se observan curvas para una misma probeta, la primera de ellas corresponde a una probeta tensionada hasta una deformación de 11.02 % (5.6 mm. de alargamiento), notándose la formación del límite elástico aparente bien definido. La segunda curva corresponde a la misma probeta deformada, descargada e inmediatamente tensionada, observándose que dicho límite desaparece, esto se debe a que las dislocaciones han sido arrancadas fuera de la atmósfera de átomos solutos de carbono y nitrógeno.

Con el objeto de estudiar el comportamiento del límite elástico aparente en probetas envejecidas por deformación, primero se tensionaron probetas hasta una deformación de 5.32 % (3 mm.) adicional a la deformación previa de 11.02 % (5.6 mm.) con el fin de comprobar la no aparición del límite cuestionado. Luego las probetas se trataron a temperaturas y tiempos diferentes de envejecimiento obteniéndose las curvas que fueron mostradas en las Figs. 3.10, 3.11, y 3.12, en las cuales se observa un aumento del límite elástico aparente, siendo éste mayor para 150 °C y a su vez una disminución de dicho límite al aumentar la temperatura y tiempo de envejecimiento.

Si analizamos curvas para tiempos de 1 hr. se observa un aumento del límite elástico aparente el cual disminuye con el aumento de

la temperatura de tratamiento las cuales para una mayor comprensión están mostradas en las Figs. 3.14, 3.15 y 3.16 en donde la carga correspondiente al límite elástico aparente para las probetas (1), (6) y (11) son 136 Kg, 134.5 Kg y 128 Kg respectivamente

Si comparamos las curvas de probetas deformadas sin envejecimiento con las curvas de probetas envejecidas por deformación nos damos cuenta que en definitiva el límite elástico aparente de las segundas curvas son mayores que las primeras curvas, las mismas que están representadas en las Figs. 3.17, 3.18, 3.19, 3.20 y 3.21, en donde se muestra variación de las curvas de tracción con la temperatura dependiendo del tiempo de envejecimiento.

El reaparecimiento e incremento del límite elástico aparente, se debe a la difusión de los átomos de carbono y nitrógeno hacia las dislocaciones durante el período de envejecimiento, dando lugar a la formación de nuevas atmósferas que anclan otra vez las dislocaciones.

De los resultados obtenidos de los ensayos de tracción para probetas envejecidas por deformación (Tabla 3.2), se construyeron los gráficos siguientes:

- Fig. 3.22 que muestra la variación del límite elástico aparente con la temperatura para distintos tiempos de envejecimiento, en donde se observa claramente que la pendiente para las curvas de 1, 2 y 4 hrs. es bien pronunciada, no así para las curvas de 6 y 8 horas cuya pendiente es casi nula en el rango de temperatu-

ras de 150°C a 250°C y a partir de 250°C sus pendientes son similares a las curvas de los tiempos anteriores.

- En la Fig. 3.23 está representada la variación del límite elástico aparente con el tiempo de envejecimiento para distintas temperaturas, en donde se observan que el límite elástico aparente para las tres curvas de temperatura del ensayo disminuye con las mismas pendientes con el aumento del tiempo de envejecimiento.

Por otro lado el incremento del límite elástico aparente es grande al disminuir la temperatura de envejecimiento de 350°C a 250°C , lo que no sucede cuando esta temperatura disminuye de 250°C a 150°C .

- Finalmente la Fig. 3.24 representa la variación de la resistencia a la tracción con el tiempo de envejecimiento para distintas temperaturas, notándose que los valores para 150°C y 250°C son casi iguales proporción con el tiempo de envejecimiento, y que la resistencia a la tracción disminuye en pequeña, mientras que la curva para 350°C es de mayor pendiente y hay una notable diferencia en la disminución de la resistencia a la tracción.

La aplicación de recubrimientos frágiles sobre probetas en condiciones normales y en envejecidas por deformación una vez realizado los ensayos de tracción respectivos, indicó la presencia de marcas conocidas como bandas de Luders las cuales están mostradas en las Figs. 3.25 y 3.26, dichas bandas poseen una inclinación de 45° con

respecto al eje de tracción las cuales son originadas por la presencia del límite elástico aparente. Con estos recubrimientos es posible ver y predecir el inicio y fin del límite elástico aparente, el cual se debe evitar en el proceso de embutición ya que los productos terminados presentarán una superficie rugosa, los mismos que podrían ser rechazados originando pérdidas a la fábrica.

En las pruebas de tensión a distintas velocidades de ensayo representadas por las Figs. 3.27, 3.28, 3.29, 3.30 y 3.31, muestran que el límite elástico aparente en las curvas de tracción se incrementa conforme se aumenta la velocidad de ensayo. Con los resultados de las curvas de tracción (Tabla 3.3) se obtuvo la curva de variación del límite elástico aparente con la velocidad de ensayo como es mostrada en la Fig. 3.32. La consecuencia del aumento del límite elástico aparente se debe a que la velocidad de aplicación de la carga es mucho mayor que la necesaria para mover una línea de dislocación y a su vez arrastrar su atmósfera de átomos de carbono y nitrógeno.

De los resultados de medición de microdureza Tabla 3.4., se graficaron curvas de variación de dureza con el tiempo de envejecimiento para distintas temperaturas, Fig. 3.34, en donde se observa que la dureza decrece con el tiempo de envejecimiento, a su vez, las curvas para 150 °C y 250 °C son casi paralelas y su decremento de dureza es mínimo, no así para la curva de 350 °C en donde la dureza para cualquier tiempo es mucho menor.

Además la Fig. 3.35, representa la variación de la dureza con la temperatura para distintos tiempos de envejecimiento, observándose que el gradiente de dureza va disminuyendo conforme se aumenta el tiempo de envejecimiento, siendo este gradiente más pequeño para temperaturas comprendidas entre 250°C y 350°C en las curvas de 4 a 8 horas.

En el análisis microscópico sobre el estudio del límite elástico aparente en probetas que muestran envejecimiento por deformación, se partió del material base (acero con 0.07 % C, obtenido de fábrica local de embutición) cuya microfotografía está mostrada en la Fig. 3.37 observándose una estructura de granos equiaxiales. Mientras que en la microfotografía Fig. 3.38 en donde la probeta ha sido deformada 11.02% se nota que los granos de su estructura han cambiado debido a la deformación, la cual es aún más diferenciada en la microfotografía Fig. 3.39 en donde sus granos son alargados en dirección de la deformación, en estas condiciones el límite elástico aparente desaparece como lo demuestra la curva de la Fig. 3.10. En la microfotografía de la Fig. 3.40, la cual fué deformada y envejecida a $T = 250^{\circ}\text{C}$ y $t = 6 \text{ Hr.}$, se observa que los granos de su estructura son similares a los granos de la microfotografía de la probeta deformada; la consecuencia de la no alteración de su estructura se debe a que las probetas fueron tratadas por debajo de la línea de temperatura crítica inferior y lo único que sucede es difusión de los átomos de carbono,

y nitrógeno en el hierro, para nuevamente formar atmósferas de Cottrell que anclan las dislocaciones dando lugar a la aparición del límite elástico aparente, lo cual podría ser demostrado si se pudiera realizar observaciones con microscopio de mayor aumento, en el orden de los 10000 X.

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

Las conclusiones y recomendaciones del presente estudio serán resumidas a continuación.

- En probetas deformadas y una vez realizado el ensayo de tensión desaparece el límite elástico aparente, este procedimiento simula en tratamiento de laminación en frío (skin-pass) que es el usual dar a la chapa de acero para eliminar el límite elástico aparente sin producir un endurecimiento por deformación apreciable que pueda perjudicar en el proceso de embutición.
- El envejecimiento por deformación es el mejor método usado en el estudio del comportamiento del límite elástico aparente, el cual consistió en calentar el acero a temperaturas bajas después de deformarlo por tensión, notándose una vez realizados los ensayos de tensión respectivos la reaparición e incremento del límite elástico aparente, (Figs . 3.10, 3.11 y 3.12).
- De los resultados de ensayos de tracción en probetas envejecidas por deformación se concluye:
 - (a) Para cualquier tiempo de envejecimiento, el límite elástico aparente disminuye conforme aumenta la temperatura de tratamiento.
 - Por otro lado el gradiente del límite elástico aparente es peque-

ño para temperaturas comprendidas entre 150 a 250°C, comparado para rangos de temperatura entre 250 a 350°C en donde su gradiente es considerable, (Figs. 3.22 y 3.23).

(b) Para cualquier tiempo de ensayo, el incremento de resistencia a la tracción desde la curva de 350°C a la curva de 250°C es considerable, siendo aún mayor, conforme se aumenta el tiempo de envejecimiento, comparado con el incremento desde la curva de 250°C a la curva de 150°C que es muy pequeño. Además la resistencia a la tracción disminuye conforme aumenta el tiempo de envejecimiento (Fig. 3.24).

- De los resultados de la investigación del límite elástico aparente, por el método de recubrimientos frágiles se establece que en probetas deformadas no se observa dicho límite, mientras que en probetas sin deformación y en aquellas envejecidas por deformación el límite elástico aparente es visible dando lugar a la formación de marcas sobre la superficie de la probeta conocidas como bandas de Luder detectadas por los recubrimientos frágiles. (Figs. 3.25 y 3.26). Además estos recubrimientos frágiles, demostrarán que la magnitud de la inestabilidad plástica aumenta con el límite elástico aparente.
- Con el aumento de la velocidad de ensayo, el límite elástico aparente se incrementa y a su vez su límite superior es más notorio.
- A medida que se aumenta el tiempo de envejecimiento en los ensayos, disminuye la dureza. Por otro lado al aumentar la temperatura de -

envejecimiento disminuye el gradiente de dureza, siendo esta disminución más pequeña para tiempos de envejecimiento de 6 a 8 horas (Figs 3.34 y 3.35).

- La microestructura más favorable es obtenida en probetas deformadas sobre el límite elástico aparente, ya que para embutición buenos resultados da un material de grano medio (0.07 mm.).
- La reaparición del límite elástico aparente no se debe a cambios microestructurales, sino a cambios geométricos de la red cristalina.
- La reaparición del límite elástico aparente es un problema controlado por la difusión atómica, y se confirma que es afectado por la temperatura y el tiempo.
- La mínima temperatura para la reaparición acelerada del límite elástico aparente es de 150°C.
- El límite elástico aparente del material estudiado comienza a reaparecer después de un tiempo de aproximadamente 30 días cuando este material es almacenado a temperatura ambiente. Aumentando su magnitud con el tiempo.

RECOMENDACIONES

- Se debe de realizar control del límite elástico aparente en los materiales tanto en la recepción como en períodos durante el almacenamiento. Utilizando para el efecto el método Erichsen.
- Es recomendable no almacenar las planchas destinadas a embutición en medios de temperatura mayores a la ambiente, por cuanto aceleran la reaparición del límite elástico aparente.
- Las fábricas locales que importan láminas para embutición, deben exigir al distribuidor garantía de tiempo a la no reaparición del límite elástico aparente.
- En materiales que tengan mayor tiempo de almacenamiento, se recomienda realizar los trabajos de embutición a velocidades menores y de acuerdo a las condiciones rentables.
- En la selección de materiales para embutición profunda, se recomienda aquellos materiales con menor porcentaje de Nitrógeno, por que es el elemento que mayor efecto tiene en el límite elástico aparente.
- Cuando se solicita al proveedor la materia prima, se debe de especificar que la lámina va hacer utilizada para embutición profunda, con la finalidad de obtener láminas que hallan sufrido una laminación previa (skin - pass) y no produzca límite elástico aparente.

T A B L A S

TABLA 2.3.

Vacante de equilibrio en un cristal

Temperaturas, °C.	Fracción aproximada de lugares reticulares vacantes. n/N
500	1 x 10 ⁻¹⁰
1000	1 x 10 ⁻⁵
1500	5 x 10 ⁻⁴
2000	3 x 10 ⁻³

$E_B \approx 1$ ev., valor basado en información experimental indirecta.

TABLA 2.4.

Direcciones y Planos de deslizamiento

ESTRUCTURA	Dirección de deslizamiento	Plano de deslizamiento
F.C.C. 	$\langle 110 \rangle$	$\{111\}$
B.C.C. 	$\langle 111 \rangle$	$\{110\}$, $\{112\}$, $\{123\}$
H.C. 	$\langle 1120 \rangle$	(0001)
Tetragonal (estaño)	$\langle 001 \rangle$	$\{100\}$, $\{110\}$

TABLA 2.5.

Parámetros de autodifusión de metales puros

Elemento	Red	Intervalo de temperaturas de experimento, °C	D*, cm ² /seg.		D ₀ , cm ² /seg	Q Kcal mal
			T ₁	T ₂		
Ag	F.C.C.	630-935	10 ⁻¹¹	10 ⁻⁹	0.40	44.1
Al	F.C.C.	450-650	10 ⁻¹⁰	10 ⁻⁸	1.71	34.0
		330-460	10 ⁻¹²	10 ⁻¹⁰	0.10	30.5
Ar	F.C.C.	-195	10 ⁻⁹	10 ⁻⁹	350	4.15
Au	F.C.C.	704-1048	10 ⁻¹⁰	10 ⁻⁸	0.09	41.7
Be	C.P.H.	560-1048	10 ⁻¹⁰	10 ⁻⁷	10.52	37.6
					0.62	39.4
C	grafito	1995-2347	10 ⁻¹⁵	10 ⁻¹⁴	0.4-14 4	163
Cd	C.P.H.	110-315	10 ⁻¹²	10 ⁻⁸	10.10	19.1
					0.05	18.2
Co	F.C.C.	1000-1300	10 ⁻¹²	10 ⁻¹⁰	0.20	62
Cr	B.C.C.	1200-1600	10 ⁻¹²	10 ⁻⁹	0.28	73.2
		950-1260	10 ⁻¹³	10 ⁻¹²	1.5x10 ⁻⁴	52.7
Cu	F.C.C.	685-1062	10 ⁻¹²	10 ⁻⁹	0.20	47.1
Fe	B.C.C.	700-750	10 ⁻¹⁴	10 ⁻¹³	2	60
Fe	F.C.C.	1064-1393	10 ⁻¹¹	10 ⁻⁹	0.18	64.5
Ge	diamante	766-928	10 ⁻¹⁴	10 ⁻¹²	7.8	68.5
Hf	B.C.C.	1795-1995	10 ⁻⁸	10 ⁻¹⁷	1.2x10 ⁻³	38.7
In	terragonal	44-144	10 ⁻¹²	10 ⁻¹⁰	1.37	18.7
					2.7	18.7

Li	B.C.C.	-65 150	10^{-15}	10^{-8}	0.24	13.2
Mg	C.P.H.	468-632	10^{-10}	10^{-8}	11.5	32.5
					1.0	32.2
Mo	B.C.C.	1850-2350	10^{-11}	10^{-9}	0.1	92.2
Na	B.C.C.	0.95	10^{-10}	10^{-8}	0.24	10.4
Nb	B.C.C.	1535-2120	10^{-12}	10^{-9}	12.4	105
Ni	F.C.C.	800-1100	10^{-14}	10^{-11}	0.48	65.8
		1150-1400	10^{-10}	10^{-9}	3.36	69.8
Pb	F.C.C.	174-322	10^{-12}	10^{-10}	0.28	24.2
Pd	F.C.C.	1050-1500	10^{-11}	10^{-9}	0.205	63.6
Pt	F.C.C.	1325-1600	10^{-10}	10^{-8}	0.33	68.2
Sb	romboed drico	500-630	10^{-11}	10^{-9}	1 0.10	35.8
					56	48
Si	diaman- te	1400	10^{-12}		$9 \cdot 10^3$	118
			10^{-11}	10^{-11}	1.8×10^3	110
Sn	tetrago nal	178-222	10^{-11}	10^{-11}	11.4	23.3
					8.2	25.6
Ta	B.C.C.	1827-2527	10^{-11}	10^{-8}	2	110
Ti	C.P.H.	690-850	10^{-14}	10^{-13}	6.4×10^8	29.3
Ti	B.C.C.	900-1100			3.6×10^4	31.2
Ti	B.C.C.	1300-1540			1.09	60
U	B.C.C.	803-1070	10^{-9}	10^{-8}	2.3×10^3	28.5
V	B.C.C.	1000-1400	10^{-13}	10^{-10}	1.1×10^2	61

W	B.C.C.	2000-2700	10^{-12}	10^{-9}	0.54	120.05
Zn	C.P.H.	240-410	10^{-10}	10^{-8}	10.58	24.3
					0.13	21.8
Zr	C.P.H.	500-700	10^{-14}	10^{-12}	5×10^{-8}	22
Zr	B.C.C.	1100-1500	10^{-9}	10^{-8}	2.4×10^{-4}	30.1

OBSERVACION: Los signos II y I significan paralela o perpendicularmente al eje c de la red hexagonal

* Orden de magnitud

B.S. Bokshtein, Difusión en metales, Editorial Mis, Moscú, 1980

TABLA 2.6

Parámetros de difusión de algunas impurezas en el hierro (la concentración de la impureza está indicada entre paréntesis, % át.).

Elemento	Intervalo de temperaturas del experimento (T_1, T_2) °C.	D^* , cm ² /seg.		D_0 , cm ² /seg.	$\frac{Q}{g\text{-át}}$
		T_1	T_2		
Al (0.55)	750-860	10^{-12}	10^{-11}	0.17	52
Al (0.55)	1100-1250	10^{-12}	10^{-10}	4.27	75
Au (0)	800-902	10^{-11}	10^{-10}	31	62.4
Be (0)	(Fe ∞)	-	-	-	20.3
Be (0.018)	700-850 (Fe ∞)	10^{-13}	10^{-11}	4.2×10^2	67.7
Be (0)	950-1100 (Fe γ)	10^{-12}	10^{-11}	6.45	71.8
C (0.1)	0.200 (Fe ∞)	10^{-18}	10^{-12}	10^{-12}	20.1
C (0.1)	500-750 (Fe ∞)	10^{-18}	10^{-6}	0.2	24.6
C (2.4)	800-1400 (Fe γ)	10^{-18}	10^{-5}	0.15	32
Co(0)	700-900 (Fe ∞)	10^{-13}	10^{-11}	16.5	63
Co (0)	1100-1250 (Fe γ)	10^{-11}	10^{-10}	2.5	72.5

Continuación Tabla 2.6

Elemento	Intervalo de temperaturas del experimento (T_1, T_2) °C.	D^* , cm ² /seg.		D_0 , cm ² /seg.	Q Kcal g-át
		T_1	T_2		
Cu (O)	800-1200	10^{-12}	10^{-9}	3	61
H (O)	25-200 (Fe _∞)	10^{-7}	10^{-5}	0.12	7.82
H (O)	400-900 (Fe _∞)	10^{-4}	10^{-3}	2.2×10^{-3}	2.9
H (O)	900-1200 (Fe _γ)	10^{-4}	10^{-4}	10^{-2}	9.95
N (O)	-	-	-	6.6×10^{-3}	18.6
Nb (O)	1165-1320	10^{-10}	10^{-9}	530	82.3
Ni (O)	930-1050	10^{-13}	10^{-11}	0.77	67
P (O)	700-900	10^{-11}	10^{-10}	7.1×10^{-3}	40
S (O)	700-900 (Fe _∞)	10^{-11}	10^{-9}	1.68	48.9
	1250-1350 (Fe _γ)	10^{-8}	10^{-7}	2.42	53.4

TABLA 2.7

Energías de activación de la difusión intergranular (Q') y volumétrica (Q), Kcal/mol

Disolvente	Elemento difundente	Q'	Q	Q'/Q
Ag (F.C.C.)	Ag	20.5	44.1	0.47
Ni (F.C.C.)	Ni	26.0	65.8	0.40
Fe (F.C.C.)	Fe	38.0	67.9	0.56
Cr (B.C.C.)	Cr	46.0	73.2	0.63
Fe (B.C.C.)	Fe	40.0	60	0.67
Cu (F.C.C.)	Co	22.0	55.2	0.40
Cu (F.C.C.)	Cd	11.6	33.1	0.35
Cu (F.C.C.)	Zn	24.5	45.6	0.54
Co (F.C.C.)	Fe	31.3	57.2	0.55
Fe (F.C.C.)	Co	33	72.5	0.46
Ni (F.C.C.)	Co	32	64.7	0.49
Fe (B.C.C.)	Co	47	63	0.74
Fe (B.C.C.)	Ni	43.3	61.9	0.70

Elemento analizado	COMPOSICION QUIMICA (%)	
	Análisis químico	Especificación SAE 1006
Carbono	0.07	0.08 máx.
Manganeso	0.36	0.25 0.40
Fósforo	0.031	0.040 máx.
Azufre	0.010	0.050 máx.
Silicio	0.020	
Cromo	0.063	
Estaño	0.032	
Cobre	0.032	

TABLA 3.1.- Composición química del material utilizado

Probeta No.	Temperatura de envejecimiento (°C)	Tiempo de Envejecimiento (Hr)	PROPIEDADES MECANICAS		
			Límite elástico aparente (Kg/mm ²)	Resistencia tracción (Kg/mm ²)	Elongación (%)
1	150	1	41.21	41.82	6.73
2		2	40.91	41.51	7.74
3		4	40.61	41.21	8.92
4		6	40.28	40.91	10.44
5		8	39.85	40.61	11.78
6	250	1	40.76	41.69	13.47
7		2	40.60	41.45	16.83
8		4	40.30	41.15	18.52
9		6	40.18	40.78	19.53
10		8	39.69	40.54	20.87
11	350	1	38.79	40.61	16.83
12		2	38.61	39.51	19.86
13		4	38.33	39.39	21.21
14		6	38.18	38.88	22.39
15		8	38.03	38.67	23.57

TABLA 3.2.- Propiedades mecánicas para acero SAE 1006 en probetas envejecidas por deformación.

VELOCIDAD DE ENSAYO (mm/min)	LIMITE ELASTICO APARENTE (Kg./mm ²)
5	34.24
16	34.85
20	34.85
59	36.36
98	37.12

TABLA 3.3.- Valores de variación del límite elástico aparente con la velocidad de ensayo

TEMPERATURA °C	DUREZA KNOOP				
	1 Hr	2 Hr.	4 Hr.	6 Hr.	8 Hr.
150	188.10	179.30	165.82	154.50	149.44
250	182.14	169.00	155.40	148.00	145.00
350	158.50	149.44	142.10	139.16	138.15

TABLA 3.4.- Valores microdureza en probetas envejecidas por deformación.

APENDICE A

RADIOS IONICOS Y ATOMICOS, PARA ELEMENTOS ESCOGIDOS

Elemento	Estructura de cristal del sólido	Radio atómico aprox., A°	Valencia (más común)	Radio iónico Aprox., A°
Hidrógeno	Hexagonal	0.46	+	Muy pequeño
Carbono	Amorfo		4+	0.2
	Hexagonal	0.71		
	Cúbico	0.77		
Nitrógeno	Hexagonal	0.71	3-	
Oxígeno	Rómbico	0.65	2-	1.32
Magnesio	Hexagonal	1.594	2+	0.78
Silicio	Diamante cúbico	1.176	4+	0.41
Fósforo	Cúbico	-	5+	0.2-0.4
Azufre	Fc orto	1.06	2-	1.74
			6+	0.34

Elemento	Estructura de cristal del sólido	Radio atómico aprox., A ^o	Valencia (más común)	Radio iónico aprox. A ^o
Cromo	C.C.C.	1.249	3+	0.64
Manganeso	Comp. cúbico	1.12	2+	0.91
Hierro	C.C.C.	1.241	2+	0.83
			3+	0.67
Niquel	F.C.C.	1.254	2+	0.78
Cobre	F.C.C.	1.278		0.96
Estaño	Bc tetra	1.509	4+	0.74
Plomo	F.C.C.	1.750	2+	1.32
			4+	0.84

BIBLIOGRAFIA

1. AVNER SYDNEY H., Introducción a la Metalurgia Física, McGraw Hill, Mexico, 1979
2. ASTM STANDARDS, Methods of Testing Metal, Part 3, American Society For Testing Materials, Philadelphia, 1958
3. BOKSHEIN B.S., Difusión en Metales, Editorial Mir, Moscú, 1980
4. BENARD J., Metalurgia General, Hispano Europea, Barcelona (España).
5. CHALMERS BRUCE, Metalurgia Física, Aguilar, Madrid-España, 1968
6. COTTRELL A.H., Metalurgia Física, Reverte S.A., Barcelona - Buenos Aires - Mexico, 1962.
7. DIETER GEORGE, Metalurgia Mecánica, Aguilar, Madrid-España, 1967
8. HAYDEN HAYNE - MOFFATT WILLIAM - WULFF JOHN, Ciencias de los Materiales, Vol III, Limusa - Wiley, S.A., Mexico, 1968.
9. KALPAKJIAN SEROPE, Mechanical Processing of Materials, D. Van Nostrand Company, Toronto-London.
10. KEYSER CARL A, Ciencias de Materiales para Ingeniería, Limusa, Mexico, 1975.