



Universidad Nacional de Ingeniería
PROGRAMA ACADÉMICO DE INGENIERIA
GEOLOGICA MINERA Y METALURGICA



- Zonas de Guinier - Preston: -
"Cinética de Formación e Influencia en
las Propiedades Físicas de Aleación Al - Cu"

TITULACION PROFESIONAL
EXTRAORDINARIA

PARA OPTAR EL TITULO DE
INGENIERO METALURGISTA

Samuel A. Arquinio Arteaga

LIMA - PERU - 1983



PRESENTACION

El siguiente trabajo fué realizado y publicado conjuntamente con el colega Sr. Jean Michel Spravel y forma parte de la serie de trabajos de investigación que auspicia el Instituto Nacional de Ciencias y Técnicas Nucleares de Saclay, la Universidad de Paris XI y el Centro de Materiales de la Escuela de Minas de Paris, en cumplimiento al curriculum de estudios para la obtención del " Diploma de Estudios Profundos de Metalurgia Especial " (D.E.A.) a nivel de tercer ciclo; del cual fuimos partícipes durante el período 1977-1978.

Quisiéramos agradecer aquí a los profesores del D.E.A. de metalurgia de INSTN de Saclay por sus enseñanzas y orientaciones referente a la metalurgia estructural.

Y en especial a los Ingenieros M. Baron y C. Cadalbert del Laboratorio S.R.M.A. del Centro Atómico de Saclay por habernos guiado e instruido en la manipulación de los diferentes equipos de laboratorio en la ejecución de este trabajo.

Asímismo, mis agradecimientos van para la Srta. Milagro Franco A. por su colaboración en el mecanografiado en español.

Igualmente, mis más sinceros reconocimientos hacia todas aquellas personas que me han permitido continuar en el aprendizaje de la metalurgia.

I N D I C E

1. Resumen
2. Introducción
 - 2.1 Marco Teórico Referencial
 - 2.2 Formación de las Zonas de Guinier - Preston y su Influencia en las Propiedades Físicas de la Aleación
3. Métodos Experimentales
 - 3.1 Preparación de Muestras
 - 3.2 Tratamiento Térmico :Reccido de Homogenización y Temple
 - 3.3 Medida de la Resistividad Eléctrica
 - 3.4 Medida de las Propiedades Mecánicas : Microdureza y Tracción
4. Resultados Experimentales
 - 4.1 Resultados sobre la Resistividad Eléctrica
 - 4.2 Resultado sobre la Microdureza
 - 4.3 Resultado sobre los Ensayos de Tracción
5. Discusión
6. Conclusiones
7. Gráficos
8. Bibliografía

1. RESUMEN

En la aleación binaria Al - Cu, con 4% Cu en peso, se ha estudiado principalmente la influencia de la formación de las " Zonas de Guinier - Preston " sobre las propiedades físicas de este material. Antes de realizar el revenido o envejecimiento a 25°C y 90 °C, período en el cual ocurren la formación de dichas zonas, se efectuaron tratamientos térmicos adecuados de recocido de homogenización a 520°C seguido de un temple en agua fría (15°C) y luego introducido en nitrógeno líquido (- 200 °C) para impedir la evolución de la estructura interna de la aleación, así como el de las lagunas.

En razón del gran exceso de lagunas retenidas durante el temple de la aleación la formación de las zonas de Guinier-Preston a partir del exceso de átomos de cobre retenido en la solución sólida sobresaturada se realizaría en dos etapas : una fase de precipitación rápida inducida por la sobresaturación de lagunas, seguido de una fase de precipitación lenta.

Para verificar todo esto, se ha experimentado mediante medidas clásicas de las propiedades físicas : resistividad eléctrica, dureza, límite elástico y elongación; las cuales nos permiten seguir la evolución de la formación de las zonas de Guinier-Preston y su influencia en las propiedades de la aleación.

Es el endurecimiento de la aleación Al-Cu, denominado "Endurecimiento Estructural", que alcanza su máxima expresión (del orden del 30%) al

transcurso de la precipitación y crecimiento de las " Zonas de Guinier-Preston "

2. INTRODUCCION

2.1 Marco Teórico Referencial

Las aleaciones binarias de aluminio-cobre se definen en su estado de equilibrio mediante su diagrama de fase la cual se muestra en el gráfico N° 1, en dicho diagrama el aluminio de estructura cúbica a cara centrada (c.f.c.) forma con el cobre también de estructura c.f.c. una solución sólida a partir de los 660.4 °C denominada fase α en los rangos de concentración de 0 a 5.7 % Cu en peso. La solubilidad máxima del cobre en el aluminio a la temperatura eutéctica (548°C) alcanza el valor de 5.7% en peso. Con la disminución de la temperatura la solubilidad del cobre en la matriz del aluminio se reduce bruscamente hasta un 0.5% a 20°C.

A un contenido de 53.5% de cobre y a partir de 597 °C se forma al equilibrio un compuesto intermetálico cuya fórmula aproximada es CuAl_2 (denominada fase θ). Las aleaciones que contienen menos de 0.5% Cu, tienen siempre una estructura monofásica: solución sólida de cobre en aluminio o fase α . Los átomos de cobre en la aleación ocupan generalmente los sitios reticulares dejados en vacancia por ciertos átomos de aluminio, estos átomos de sustitución se encuentran repartidos al hazar en la red cristalina de la matriz aluminio. Con un contenido mayor de cobre las aleaciones presentan una estructura bifásica: solución sólida y compuesto intermetálico CuAl_2 o fase α y fase θ . Si cualquier aleación que contenga cobre en los límites de 0.5 - 5.7 % se calienta hasta sobrepasar la línea de solvus (rango de 500 a 540°C) y se mantiene a esta tem

peratura un tiempo prudencial, las partículas de la fase θ tienden a disolverse en la fase α y la aleación obtiene finalmente -- una estructura monofásica constituida íntegramente en una solución sólida.

Un enfriamiento rápido (templado) después de este recocido cambia el estado de equilibrio normal de la estructura de la aleación la cual impide la precipitación de la fase θ disuelta en la solución sólida α homogenizada y la aleación a temperatura ambiente (20°C) conserva su estructura monofásica. La solución sólida semejante - está sobresaturada y, por lo tanto, es inestable (fuera de equilibrio)

Si después del templado, la aleación se mantiene a temperaturas relativamente bajas de 20-250°C durante un tiempo considerable (operación de revenido o envejecimiento) , ocurrirá la desintegración de la solución sólida α sobresaturada por difusión de los átomos de cobre en exceso.

Si el tiempo y la temperatura son los apropiados se obtiene un equilibrio entre la fase α estable y la fase θ (CuAl₂) regenerada. La regeneración de CuAl₂ pasa por tres estados intermedios en tres etapas diferentes. Es necesario anotar que la solución sobresaturada corresponde a la dispersión máxima de los átomos de cobre en la red de aluminio, mientras que el estado de equilibrio corresponde a la segregación máxima. Los estados intermedios resultan - sin duda de una dispersión comprendida entre estos dos extremos.

Durante el envejecimiento de la aleación templada se constata que el agrupamiento de los átomos de cobre en la red aluminio pasa por tres estados diferentes y son los siguientes :

1era. Etapa: Formación de las Zonas de Guinier - Preston (G.P. 1) Durante el mantenimiento prolongada de la aleación templada a medio ambiente (20°C) o envejecimiento natural las aleaciones no presentan una desintegración formal de la solución sólida sobresaturada y precipitación de la fase θ ; tal como se ha podido observar en las metalografías y en los espectros de difracción de rayos - X, - en estos últimos se observan únicamente las rayas características de la fase α . A esta temperatura tiene lugar sólo la aglomeración de átomos de cobre en ciertos planos (0,0,1) de la matriz de aluminio. Estas zonas de elevada concentración de elementos disueltos tienen la forma de discos muy delgados con un espesor de 20-60 Å y se denominan Zonas de Guinier-Preston en memoria a sus descubridores, para lo cual utilizaron la técnica especial de difracción de rayos - X a pequeños ángulos. El número de estas zonas por cm^3 es muy elevado del orden de 10^{17} , o sea una zona por cada 100 \AA aproximadamente.

La formación de estas zonas G.P. 1 provoca ciertas perturbaciones importantes en la red cristalina ya que los diámetros atómicos del cobre (2.551 Å) en relación al aluminio (2.587 Å) son diferentes. Como resultado final se tiene que en dichas zonas y sus alrededores ocurre lo siguiente :

- Un brusco cambio de parámetros de la red cristalina.

- El nacimiento de tensiones a escala de la red cristalina, aumentando la dureza de la aleación esto es debido a la mayor resistencia al movimiento de las dislocaciones que oponen los grupos de átomos ajenos (zonas G.P. 1).

Durante el envejecimiento natural no ocurre la desintegración formal de la solución sólida, por eso la aleación posee aún una buena plasticidad y resistencia a la corrosión.

A temperaturas que no sobrepasen los 100°C los mismos fenómenos se producen.

2da. Etapa: Aparición de la fase θ'' o Zonas G.P. 2

Durante el envejecimiento artificial ($100-200^{\circ}\text{C}$) los átomos de cobre en las zonas G.P. 1 descritas anteriormente se ordenan con relación a los átomos de aluminio de tal manera que las dos especies de átomos estén presentes en la proporción correspondiente a la fase θ (es decir 2Al por 1Cu) esta composición es diferente a la de las zonas G.P. 1, la concentración de cobre es más débil. Estas zonas de segregación se establecen siempre en la red. c.f.c. de la solución sólida (en forma ordenada) siendo más gruesas que las zonas G.P. 1 y presentan un aspecto lenticular de 300\AA de diámetro por 20\AA de espesor. Estas zonas G.P. 2 son sólo observables por debajo de 200°C y es sólo responsable del endurecimiento en los bordes de los 200°C .

3ra. Etapa: Aparición de la fase θ'

Por encima de los 200°C , se observa después de la formación de la fase θ'' o directamente la formación de la fase θ' en coherencia

con la matriz c.f.c. de la solución sólida. Su composición es semejante a CuAl_2 y su estructura es cuadrática. Su parámetro de red : $a = 5.70\text{\AA}$, $c = 5.8\text{\AA}$ son diferentes al de la fase cuadrática normal para el cual : $a = 6.054\text{\AA}$ y $c = 4.86\text{\AA}$. Esta fase \ominus' puede ser observada fácilmente por el microscopio y tiene la apariencia de plaquetas finas. Esta fase no es perfectamente coherente con la matriz, esta desaparece cuando el compuesto de equilibrio CuAl_2 precipita. Este último compuesto tiene una forma globular y es totalmente incoherente con la matriz.

Cuando la fase \ominus' se desarrolla totalmente se observa generalmente una disminución de la dureza de la aleación.

4ta. Etapa: Precipitación de la fase \ominus

Durante el calentamiento hasta $200-250^\circ\text{C}$ de las partículas de fase \ominus' que ha alcanzado determinadas dimensiones, se forma inclusiones aisladas de fase estable \ominus (CuAl_2) los que se pueden observar en el microscopio. La estructura de la fase \ominus es cuadrática y se desarrolla en forma de partículas de dimensiones importantes. Esta fase no está en coherencia con la matriz lo que provoca una disminución sensible de la dureza.

Finalmente se podría decir que, según la contribución respectiva de los diversos parámetros de operación : temperatura y grado inicial de sobresaturación del cobre en la solución sólida después del temple, las cinéticas respectivas de las diferentes etapas pueden ser más o menos favorecidas las unas respecto a las otras y en par

ricular a lo que conviene a la precipitación de la fase estable. En consecuencia parece que las tres etapas últimas no resultan necesariamente de la etapa anterior tal como ha sido descrita anteriormente. En efecto, se constata que la precipitación coherente de la fase Θ' se puede producir directamente por envejecimiento a 220°C de una aleación con 2% Cu, así como la aparición de la fase Θ'' se forma directamente al curso de un envejecimiento a 190°C de una aleación de 4% Cu, mientras que las zonas G.P. 1 resultan del envejecimiento a 110°C de una aleación de 4.5% Cu.

En fin se puede suponer que la fase Θ incoherente puede formarse por precipitación directa (después de una germinación adecuada), así como indirectamente por transformación de la fase Θ' coherente.

En definitiva la aparición sucesiva de las diferentes fases (en diferentes estados intermedios) tienen unicamente un origen cinético, esto no está absolutamente ligado a la germinación de cada una de las fases de la precipitación.

2.2 Formación de las Zonas Guinier-Preston y su Influencia en las Propiedades Físicas de Aleación

La formación, crecimiento y disolución de las Zonas de Guinier-Preston no son aún perfectamente conocidas a pesar de los numerosos trabajos efectuados sobre este aspecto.

Así, en el estudio de la aleación Al-Cu (con 4% Cu en peso) se con

◦

cluyen al respecto dos hechos que a primera vista parecen contradictorios.

- De una parte, ciertas observaciones, provenientes en particular de experiencias de resistividad eléctrica, muestran que la precipitación, ocurre muy rápidamente en su inicio, tornándose enseguida mucho más lenta y en tiempos más largos, por lo cual se deduce de manera un poco arbitraria que la precipitación se realiza en dos etapas : primeramente rápida y luego de manera lenta, gobernada respectivamente por energías de activación del orden de 0.5 y 1 eV.

La fase rápida hace intervenir principalmente el exceso de lagunas retenidas durante el temple; cuando este exceso es eliminado, la velocidad de precipitación se torna lenta.

De otra parte, según los estudios de rayos - X y de consideraciones termodinámicas muestran que a una temperatura determinada, - sólo las zonas en el cual el diámetro es lo suficiente pueden subsistir y crecer, este diámetro crítico aumenta con la temperatura. La precipitación debería pues producirse después de un cierto tiempo de incubación al curso del cual ciertos gérmenes - alcanzan una dimensión superior al tamaño crítico. La existencia de un tiempo de incubación durante la precipitación es constatado en los resultados experimentales de medida de dureza, pero este resultado no es general. Se piensa que la divergencia - de opiniones al respecto pueden provenir de diferencias existentes en las condiciones experimentales y más exactamente en la concentración inicial de lagunas retenidas por el temple, así como

a la temperatura de revenido. La formación de estas zonas necesitarían siempre un período de germinación y aún más cuando la temperatura de revenido es elevada; en presencia de un gran exceso de lagunas, se observa solamente el crecimiento de las zonas ya que la germinación ocurre tan rápidamente que no puede ser detectada; en cambio, cuando el número de lagunas es muy poco, la germinación y crecimiento pueden ser distinguidos por separado.

La formación de las zonas G.P. modifican sustancialmente las propiedades de las soluciones sólidas en el cual se producen estas reacciones. Estas modificaciones consisten a menudo en una elevación del límite elástico, carga de ruptura y de la dureza, con disminución colateral de la elongación.

La presencia de estas zonas al interior de la fase sólida en partículas muy finas conduce a un crecimiento considerable de la resistencia a la deformación.

El principio de este endurecimiento es el siguiente : Se provoca en la aleación la formación de pequeños y numerosos dominios cristalinos cuyas propiedades difieren al de la matriz. Estos dominios forman obstáculos muy eficaces al movimiento de dislocaciones aumentando su resistencia al cizallamiento.

3. METODOS EXPERIMENTALES

3.1 Preparación de Muestras

Las diferentes muestras o probetas de ensayo que son utilizadas en este estudio fueron obtenidas a partir de una aleación de Al-Cu la cual estaba en forma de barra extruída de 70 mm x 4 mm de sección. Su composición química promedio es : Cu = 4%, Fe = 0.004%, Si = 0.005% y el resto aluminio.

Las características finales de cada muestra en función del tipo de ensayo a realizarse fueron las siguientes :

<u>Tipo de Ensayo</u>	<u>Dimensiones</u>	<u>Forma</u>	<u>Microestructura Inicial</u>
1. Resistividad Eléctrica	Diámetro: 1.3 mm Largo 70 mm	Alambre trefilado	$\alpha + \theta$
2. Dureza	Diámetro: 12 mm Espesor : 5 mm	troncos cilíndricos	$\alpha + \theta$
3. Tracción	Largo 50 mm Sección útil: 2mm	Probetas planas	$\alpha \quad \theta$

3.2 Tratamiento Térmico : Recocido y Temple

Después de la elaboración de las diferentes probetas de ensayo; a fin de asegurar la disolución completa de la fase θ presente en la microestructura de la aleación Al-Cu, con 4% en peso, correspondiente a las muestras en estudio; estas fueron recocidas durante - 24 hr a 520°C en un horno eléctrico al vacío para evitar ser oxidadas y luego fueron templadas rápidamente en agua fría (15° C).

Después del temple en agua se asegura la retención a temperatura ambiente

biente la microestructura de la solución sólida sobresaturada y adicionalmente el aumento de lagunas (defectos de estructura).

Igualmente para evitar cualquier posible evolución de la estructura generada, las muestras son conservadas en nitrógeno líquido (- 200 °C) hasta el momento de ser revenidas a 25°C y 80°C respectivamente. La homogenización realizada durante el recocido a 520°C a permitido también el crecimiento de los granos de la fase α . Este último fenómeno tiene una gran influencia sobre la precisión de los diferentes ensayos.

En el gráfico N°2 se esquematiza detalladamente el ciclo térmico efectuado a todas las muestras hasta antes de ser envejecidas.

3.3 Medida de la Resistividad Eléctrica

Se ha estudiado la influencia del envejecimiento sobre la resistividad eléctrica de la aleación Al-Cu (4% Cu) por la medida de la resistencia eléctrica de dos alambres homogenizados y templados en condiciones ya mencionadas anteriormente. La primera medida fue realizada a medio ambiente (25°C) después de 5 minutos de haber retirado el alambre del baño de nitrógeno líquido, tiempo necesario que nos permite soldar contactos eléctricos de medición de potencial y fijación del alambre sobre el dispositivo de medida (ver gráf. N°3) el primer alambre es mantenido así sobre el dispositivo durante todo el experimento (430 min) lo cual nos permite seguir la evolución de las "Zonas de G.P." en el revenido de 25°C; los datos obtenidos se muestran en el cuadro N°1 y gráf. N°4. El segundo alambre se -

retira del nitrógeno líquido y se envejece artificialmente dentro de aceite caliente a 80°C ; las medidas son efectuadas dentro del nitrógeno líquido para evitar la evolución de la microestructura del metal durante la medición debido a los efectos térmicos y perturbaciones que ocurren en el recipiente de aceite.

La medida de la resistividad se realiza mediante el "Método de Oposición" y se alimenta con una batería de corriente continua de 0.1A. Los datos obtenidos se muestran en el cuadro N° 1 y gráfico N° 5

3.4 Medida de las Propiedades Mecánicas : Microdureza y Tracción

La variación de las propiedades mecánicas de la aleación durante la precipitación de las "Zonas G.P." a sido detectada por los ensayos de tracción y microdureza.

Las probetas de tracción fueron revenidas en dos series la primera se realizó a 25°C y se mantuvo gradualmente en tiempos diferentes que van desde 0 segundos (muestra templada) hasta los 225 minutos, en la segunda serie las probetas fueron revenidas a 80°C mediante un baño de aceite caliente para diferentes tiempos, en ambos casos la medición de tracción se realizó al medio ambiente. Los datos obtenidos se muestran en el cuadro N° 3 y gráficos N° 6 y 7 respectivamente.

Durante el ensayo se utilizó una máquina universal de tracción marca INSTRON que tiene una velocidad de deformación de 0.5 mm/min.

Las características de la microdureza fueron medidas mediante un microdurímetro Vickers con 5 kg de carga.

La variación de la microdureza durante el envejecimiento fue determinado por dos series de ensayos : medida de la microdureza de una muestra mantenida en el medio ambiente (25°C) y la otra envejecida a 80°C en un baño de aceite luego templado en el nitrógeno líquido, para impedir la evolución de la microestructura generada en el período considerado de envejecimiento y luego finalmente medido al medio ambiente. Los valores obtenidos se muestran en el cuadro N° 2 y gráficos N° 8 y 9 respectivamente.

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES

4.1 Resultados de Resistividad Eléctrica

De los resultados obtenidos : gráfico N° 4 (envejecido a 25°C) y gráfico N° 5 (envejecido a 80°C); vemos que la resistividad o resistencia eléctrica del alambre comienza a crecer en el primer caso hasta un máximo de 3815 $\mu\Omega$, luego disminuye gradualmente. Este resultado es clásico y se explica por las perturbaciones electrónicas - provocadas por la segregación de los átomos de cobre en zonas concentradas. La perturbación está directamente relacionada al número de zonas formadas, lo que explica el porque del aumento de la resistividad en la primera etapa del envejecimiento. La segunda fase del tratamiento corresponde al crecimiento de las zonas G.P. y disminución considerable de átomos de cobre de la solución sólida, así como la desaparición de las lagunas de temple; lo que hacen

disminuir la resistividad de la aleación.

En el caso del envejecimiento a 80°C, no se ha podido observar el aumento de la resistividad y el pasaje por un máximo, sino únicamente la segunda etapa de formación de las zonas de G.P. son revelados

En todos los casos, se observa la sucesión ya señalada del proceso rápido y proceso lento. La evolución inicial es siempre muy rápida sin período de incubación aparente, lo que es sin duda un resultado originado por la gran concentración de lagunas de temple.

4.2 Resultados de los Ensayos de Tracción

Los resultados son dados en los gráficos N° 6, 7, 20 y 21. Se determina primero el límite elástico convencional a 0.2% así como la elongación. Se nota una evolución rápida sin tiempo de incubación aparente que produce un aumento del límite elástico desde 9 hasta 16 kg/mm² en 15 minutos en las probetas tratadas a 80°C, mientras en aquellas tratadas al medio ambiente estos valores se alcanzan al final de los 150 minutos. En esta misma fase la elongación de las muestras es prácticamente constante. En una segunda fase el aumento del límite elástico es mucho más lento y la elongación disminuye de manera notable.

Se nota una dispersión relativamente importante en las medidas, dispersión que puede explicarse por el crecimiento de granos de la microestructura de la muestra durante el tratamiento térmico de homogenización (esta hipótesis a sido confirmada por el estudio de pe-

lículas de difracción de rayos -X en retorno).

4.3 Resultados de Ensayo de Microdureza

A temperatura ambiente (gráfico N° 8), la microdureza aumenta muy rápidamente después del temple. En efecto, 10 minutos después del temple la dureza a aumentado 8 puntos, es decir, más de un cuarto del total aumentado en 200 horas/ 57 HV después del temple y 88 HV en 200 hr), después de esta precipitación rápida se observa un proceso lento ya que la dureza aumenta únicamente 8 puntos entre 4 hr a 200 hr.

A 80°C se encuentran las dos fases de precipitación : una fase extremadamente rápida que provoca un aumento de 8 puntos en 1 minuto seguido de la fase lenta. El endurecimiento aquí es más rápido que a la temperatura ambiente.

5. DISCUSION

Para el conjunto de los resultados obtenidos se constata una buena concordancia con los valores encontrados en los recientes trabajos de investigación (1, Bibliografía). La formación de las "Zonas G.P." en la aleación Al-Cu (4% Cu) provoca un endurecimiento estructural del orden del 30%. Durante el envejecimiento de la aleación después de la solubilización y temple, el límite elástico pasa de 80 a 20 kg/mm² y la microdureza también (con carga de 5 kg) crece de 57 a 88 HV.

La mayor parte de las experiencias muestran los mismos resultados en la evolución de la precipitación. Durante el envejecimiento a 25°C ó 80°C la formación de las "Zonas G.P." se efectúa en dos etapas una etapa inicial de precipitación rápida seguida de una etapa lenta. Esta evolución en la cinética de precipitación es atribuida a la presencia de un gran exceso de lagunas fijadas por el temple rápido en el agua fría de muestras homogenizadas a 520°C. La existencia de dichas lagunas en exceso aumenta la difusión de los átomos de cobre en la matriz de aluminio y por consecuencia favorece fuertemente la precipitación. La eliminación progresiva durante el envejecimiento de las lagunas sobre las superficies y/o límites de grano conduce a una disminución de la precipitación.

- Se constata que las propiedades físicas de la aleación evolucionan más rápidamente durante el envejecimiento a 90°C que en el envejecimiento a 25°C lo que conduce a pensar que la precipitación de las "Zonas G.P." están fuertemente activadas termicamente.
- Las técnicas experimentales utilizadas no permiten revelar los fenómenos de incubación y de germinación de las "Zonas de G.P.". En efecto sobre las curvas de resistividad, tracción y dureza la evolución es inmediata y continua a lo largo del envejecimiento.

El conjunto de las observaciones concierne sólo al crecimiento de dichas zonas o al menos a los efectos simultáneos de germinación y crecimiento.

6. CONCLUSION

Durante el envejecimiento de la aleación Al-Cu (4% Cu) a 25°C ó 90 °C, se producen simultáneamente la precipitación del cobre en forma de "Zonas de G.P." y la desaparición de los defectos estructurales (lagunas) en exceso que fueron retenidas durante el temple.

La precipitación inicial es favorecida por la presencia de estas lagunas en exceso y ocurre muy rápidamente por lo que no se puede observar el fenómeno de incubación de dichas zonas. La formación de las "Zonas de G.P. mejoran en un 30% las características mecánicas de la aleación estudiada.

CUADRO N° 1 : ENSAYOS DE RESISTIVIDAD ELECTRICA

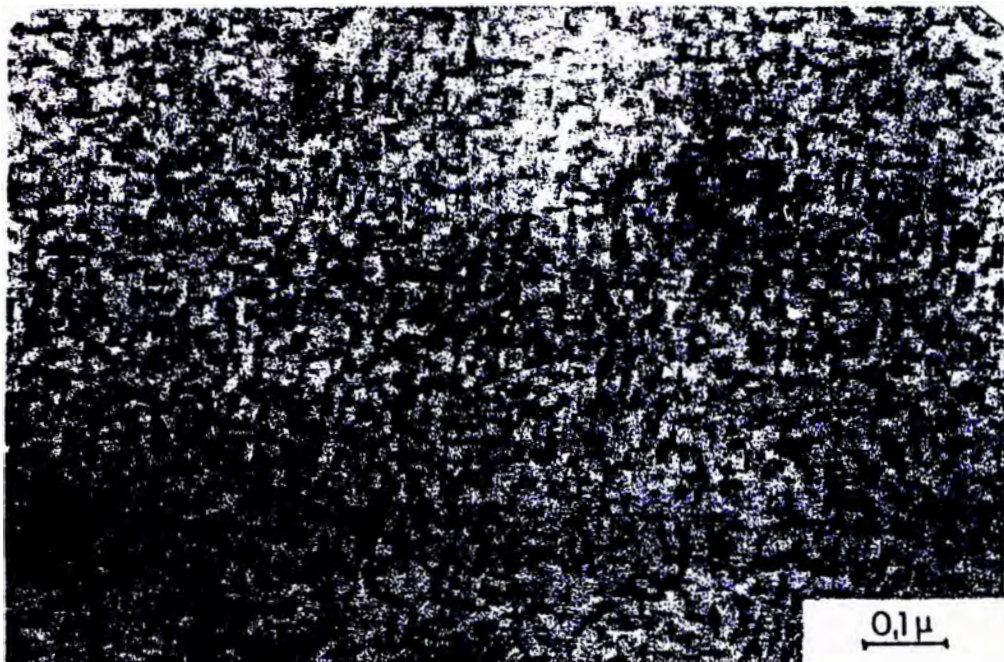
Temperatura Revenido : 25°C			Temperatura Revenido : 80 °C		
N° Medida	Tiempo min.	Resist. Eléctrica $\mu\Omega$	N° Medida	Tiempo seg.	Resist. Eléctrica $\mu\Omega$
1	5	3,785.0	1	15	1,126.0
2	12.5	3,790.0	2	30	1,127.0
3	18	3,797.0	3	50	1,126.0
4	24	3,798.0	4	60	1,124.0
5	32	3,796.0	5	120	1,120.0
6	45	3,800.0	6	300	1,109.0
7	65	3,801.0	7	600	1,107.0
8	95	3,804.0	8	1200	1,100.0
9	155	3,808.0	9	1800	1,096.0
10	180	3,812.0	10	3500	1,085.0
11	240	3,814.0	11	6500	1,076.0
12	330	3,813.0	12	10100	1,072.0
13	360	3,806.0			
14	390	3,811.0			
15	410	3,813.0			
16	430	3,813.0			

CUADRO N° 2 : ENSAYOS DE DUREZA

Temperatura Revenido: 25°C			Temperatura Revenido : 80 °C		
N° Muestra	Tiempo Mìn	Dureza Vickers (5 kg)	N° Muestra	Tiempo Mìn.	Dureza Vickers (5 kg)
01	0 - 2	55.2, 56.5, 58	01	0 - 1	56.5, 60,0, 62.5, 63.0
02	5	58.0, 58.0, 59.5	02	1 - 2	67.0, 67.5, 67.5
03	10	64.2, 66.0, 66.0	03	5	73.5, 73.5, 73.5
04	15	66.0, 69.5, 69.5	04	15	73.5, 73.5, 75.8
05	30	69.5, 69.5, 71.5	05	30	75.8, 75.8, 75.8
06	45	67.8, 73.6, 73.5	06	60	75.8, 75.8, 75.8
07	75	71.5, 73.5, 75.6	07	90	75.8, 77.0, 77.0
08	135	73.5, 73.5, 75.8			
09	180	73.6, 73.6, 73.6			
10	240	78.0, 80.2, 84.5			

CUADRO N° 3 : ENSAYOS DE TRACCION

Muestra	Tiempo Min.	Límite Elástico kg/mm ² 0,2%	Elongación %
3	0 templado	10.00	20.00
4	15	10.50	18.25
5	30	11.50	21.25
7	45	13.00	21.00
8	60	12.00	20.00
9	90	14.00	20.75
11	120	14.00	18.10
17	225	16.00	19.80
TEMPERATURA DE REVENIDO 80 °C			
3	0 templado	11.0	15.0
6	15	17.0	15.6
10	30	17.5	15.6
12	60	18.5	19.8



Zones de Guinier-Preston

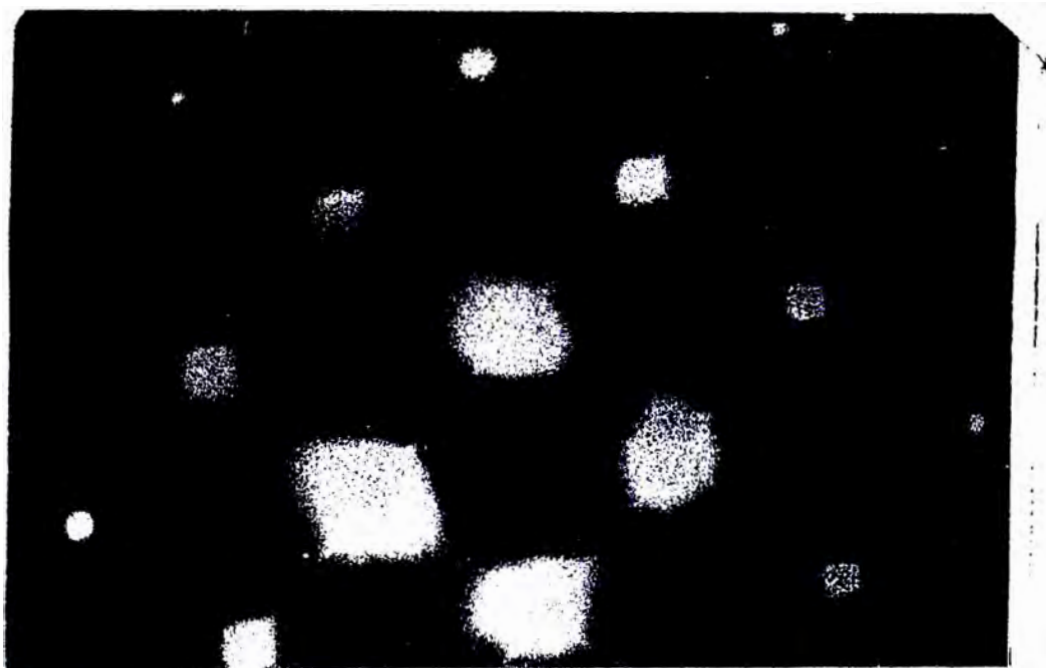


Diagramme de diffraction correspondant

Gráfico nº 1

Diagrama de Equilibrio : Cu-Al

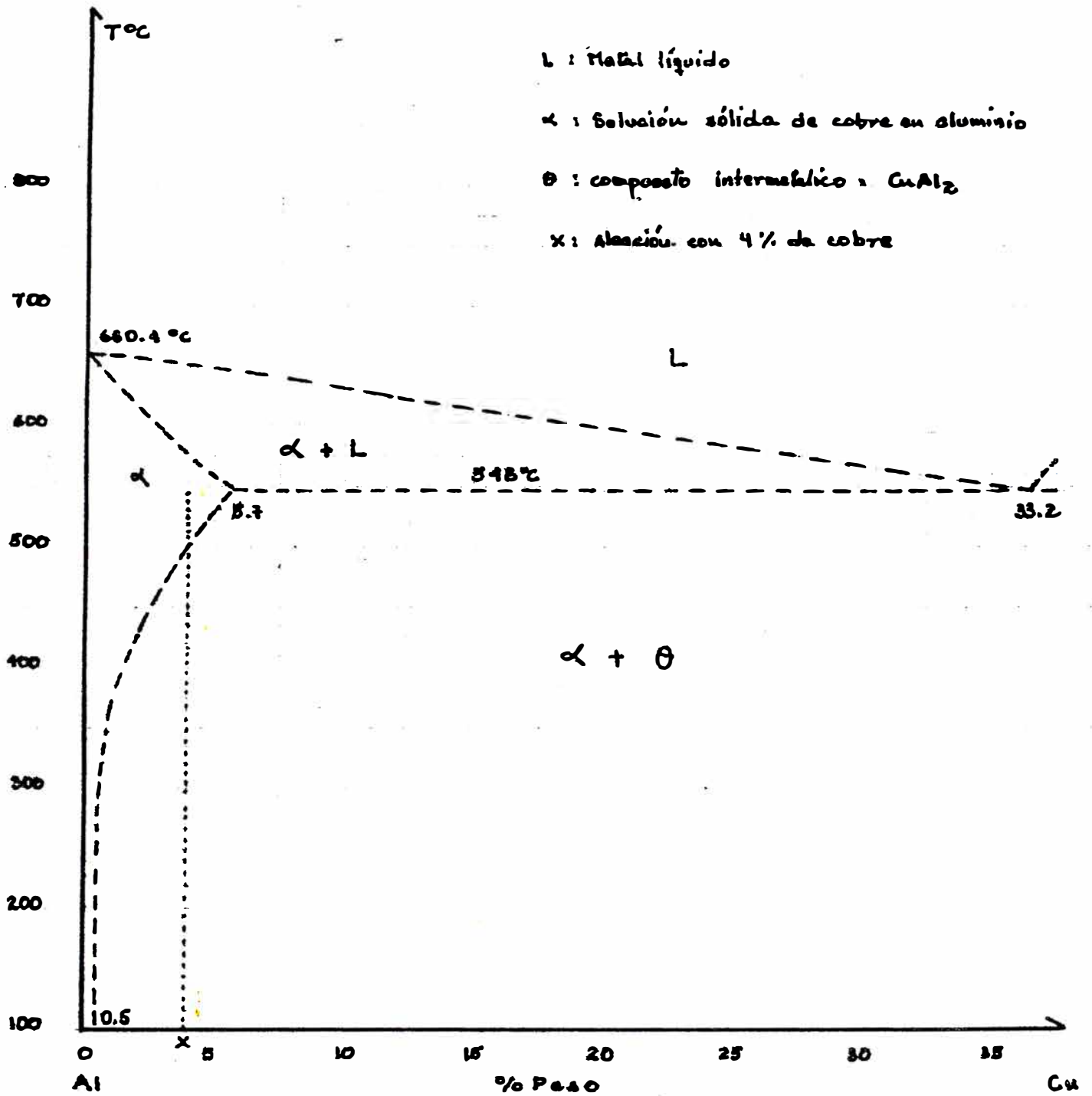


Gráfico nº 2

Tratamiento Térmico inicial de aleac: Al-Cu (4%)

O-A : calentamiento hasta temperatura de homogenización = 520°C ~ 520°C

A-B : resacido de homogenización a 520°C

B-C : temple rápido en agua fría a 520°C a 15°C

C-D : relív de estructura a -200°C, nitrógeno líquido

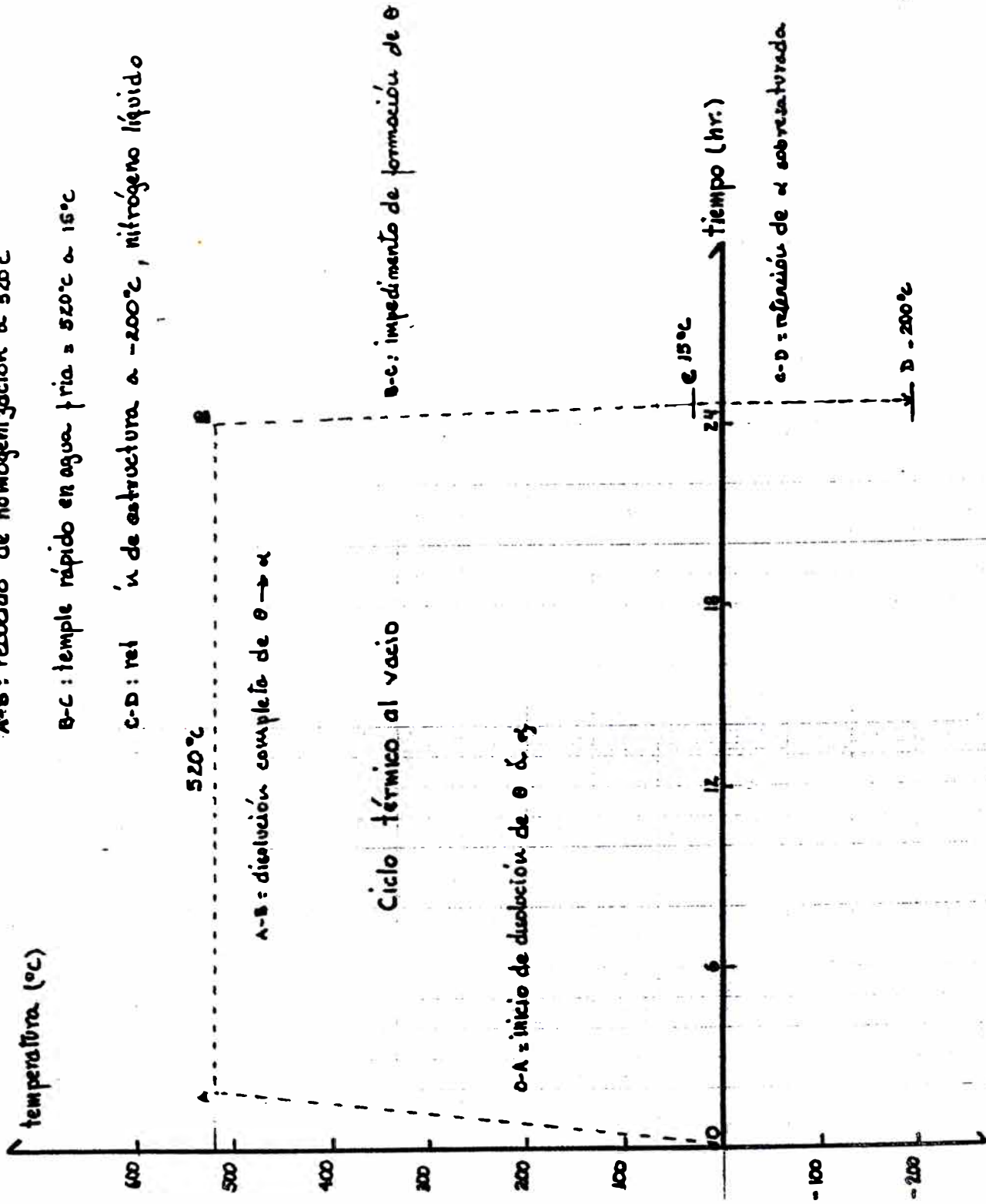
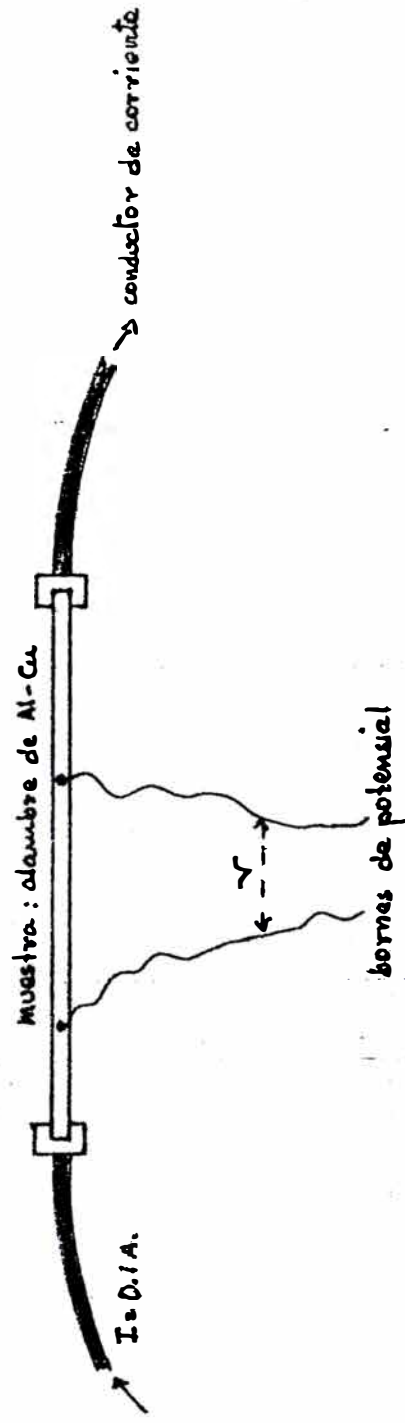


Gráfico: v. 2. 3 - Dispositivo de medida de resistencia eléctrica



Principio: se alimenta corriente eléctrica conocida: $I = 0.1 A$, que atraviesa la muestra

- se determina la tensión V en los bornes

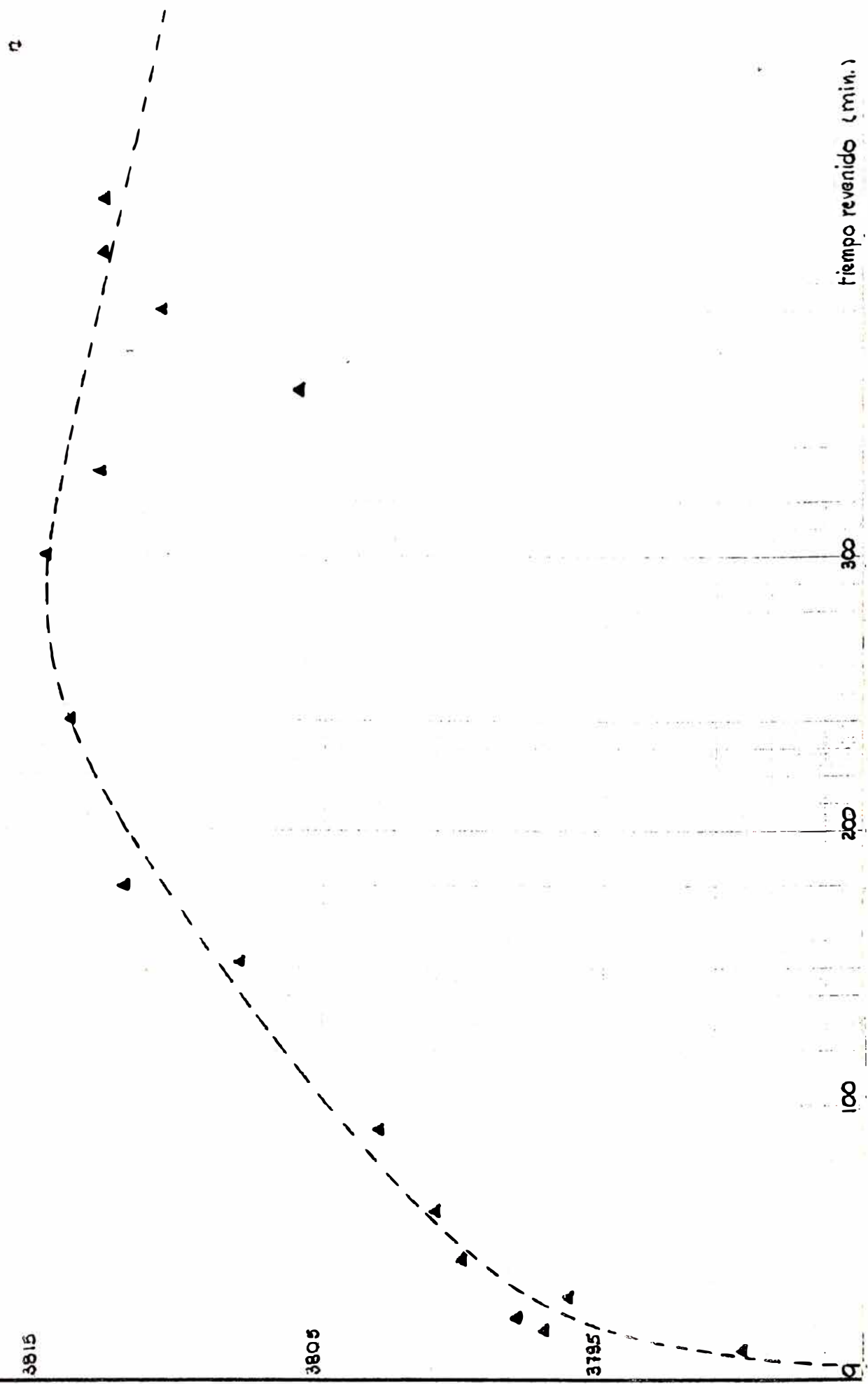
- se obtiene la resistencia eléctrica $R = V/I$

- con la R conocida se determina la resistividad ρ : $R = \rho \frac{l}{s}$, siendo: $l = 70 mm$
 $\phi = 1.3 mm$

(MΩ)

Ensayo de resistividad eléctrica - temperatura de revenido : 250c (aire)

Gráfico : 4

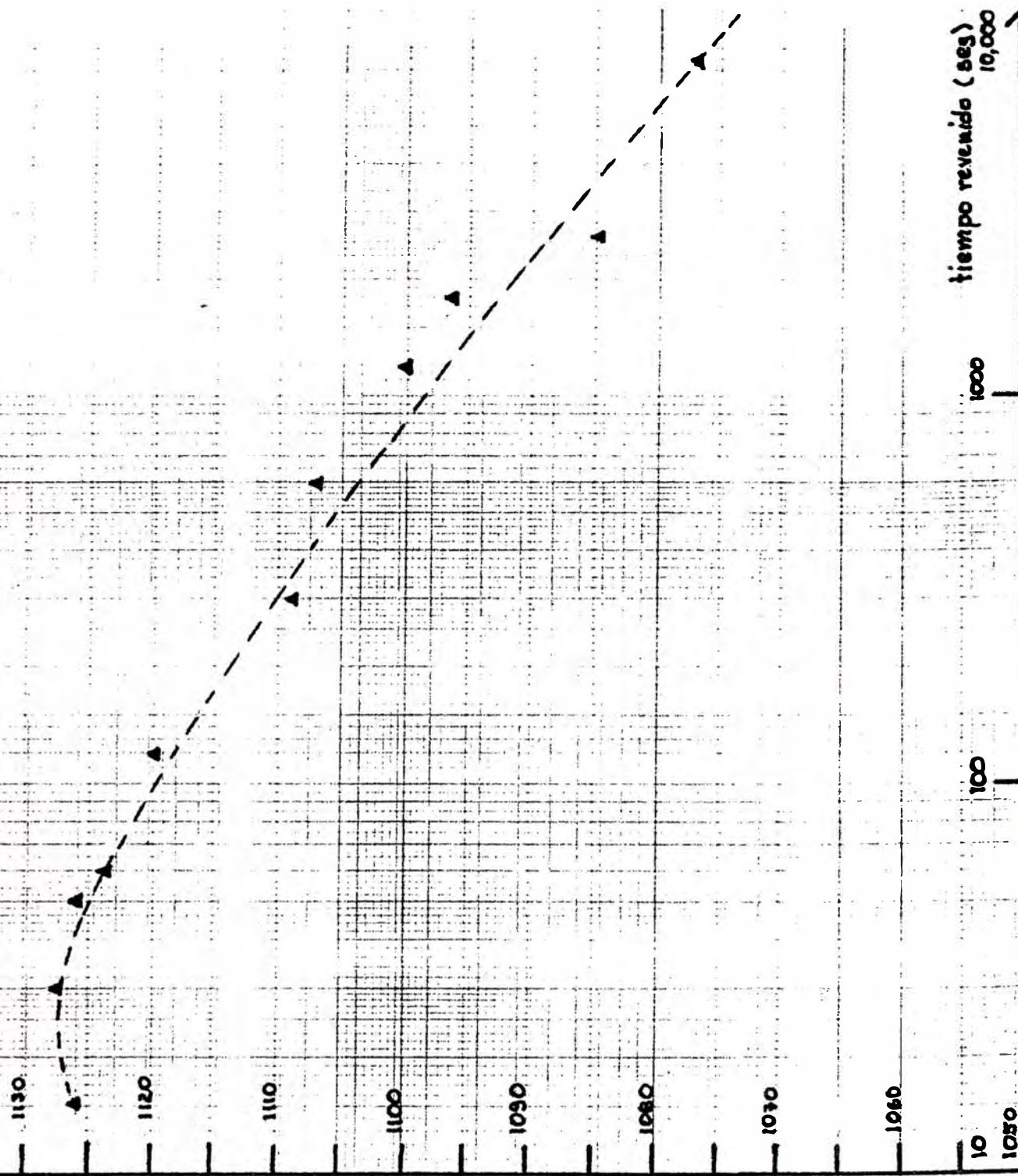


tiempo revenido (min.)

Resistencia eléctrica
(MΩ)

Ensayo de resistividad eléctrica - temp. de revenido 80°C

Gráfico : 5



tiempo revenido (hrs)
10,000

100

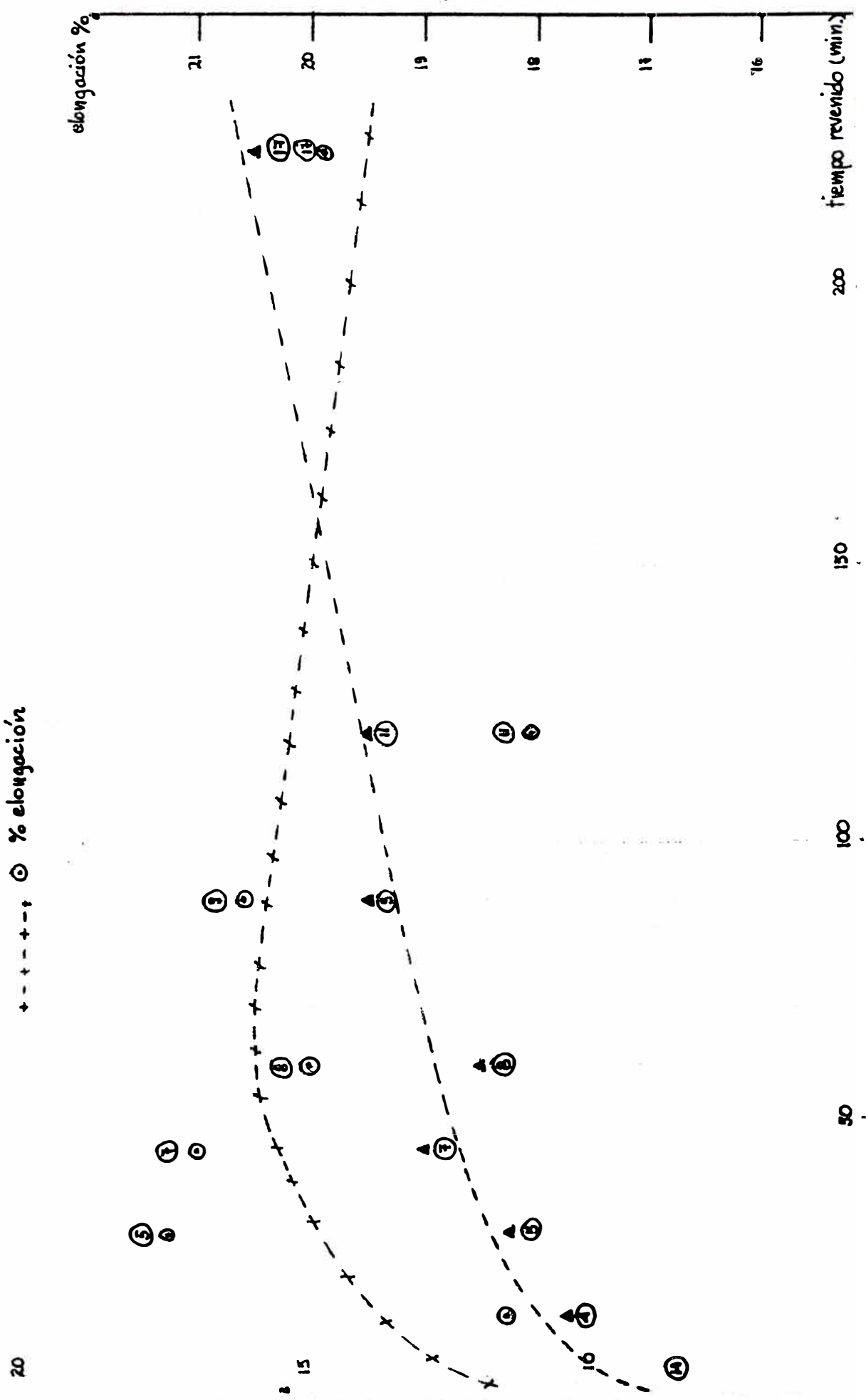
10
1050

kg/mm²

Ensayo de Tracción - temperatura de revenido : 250°C (aire)

Gráfico: vic. 6

----- ▲ límite elástico
+--+--+ ○ % elongación

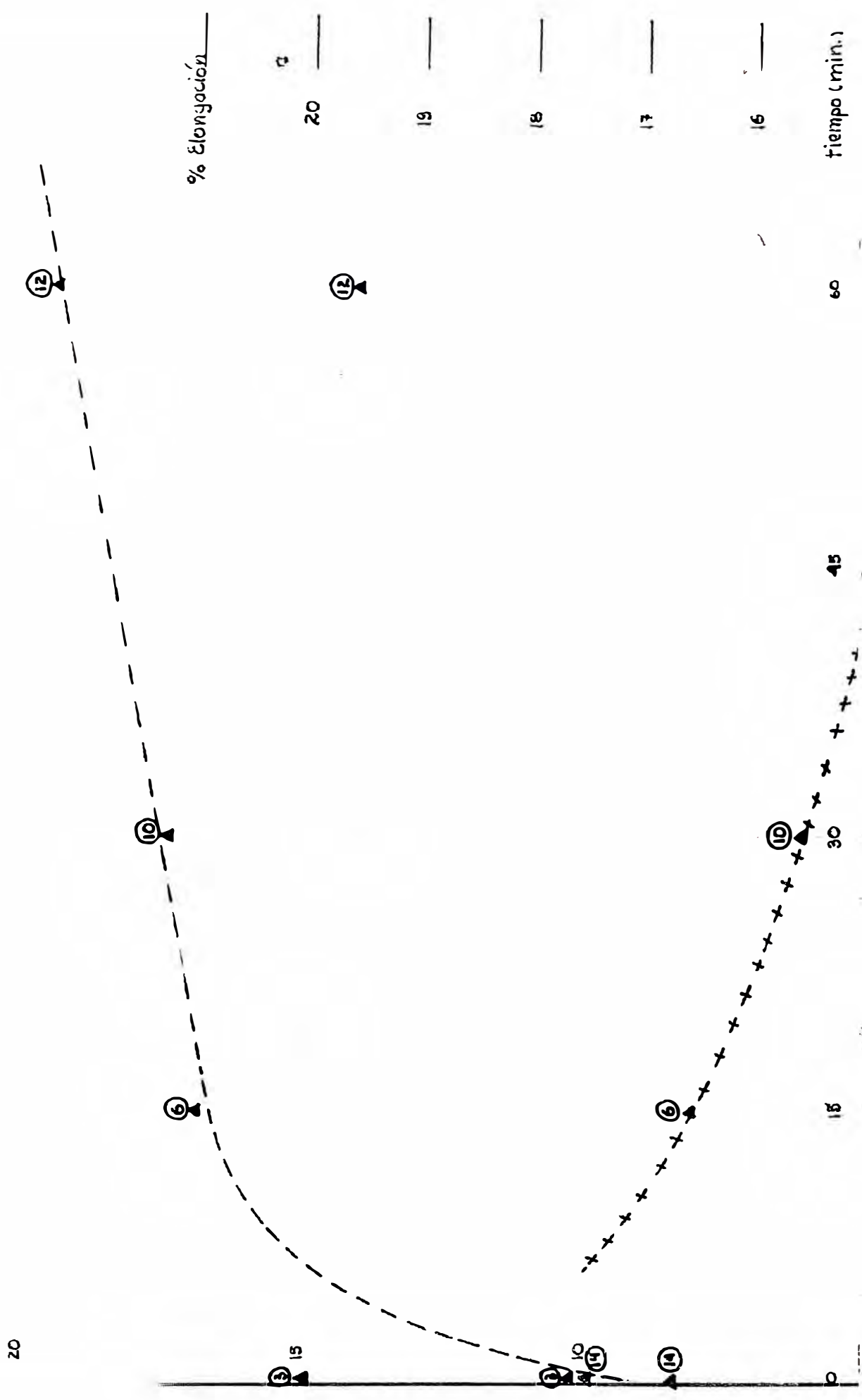


Ensayo de tracción - temperatura de revenido : 80°C (aceite)

Gráfico 7

----- límite elástico

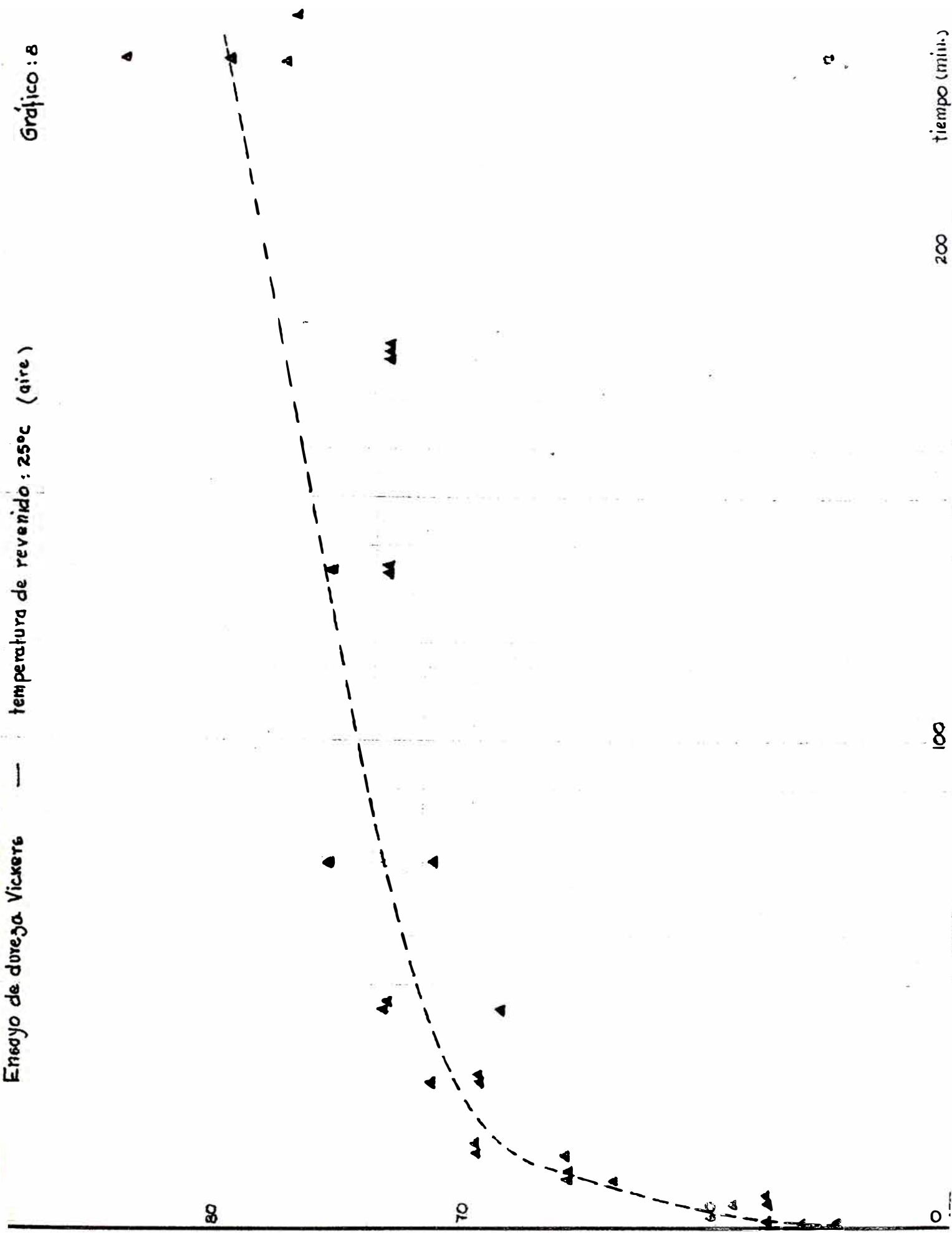
+++++ Elongación



Ensayo de dureza Vickers

— temperatura de revenido: 250c (aire)

Gráfico: 8



100

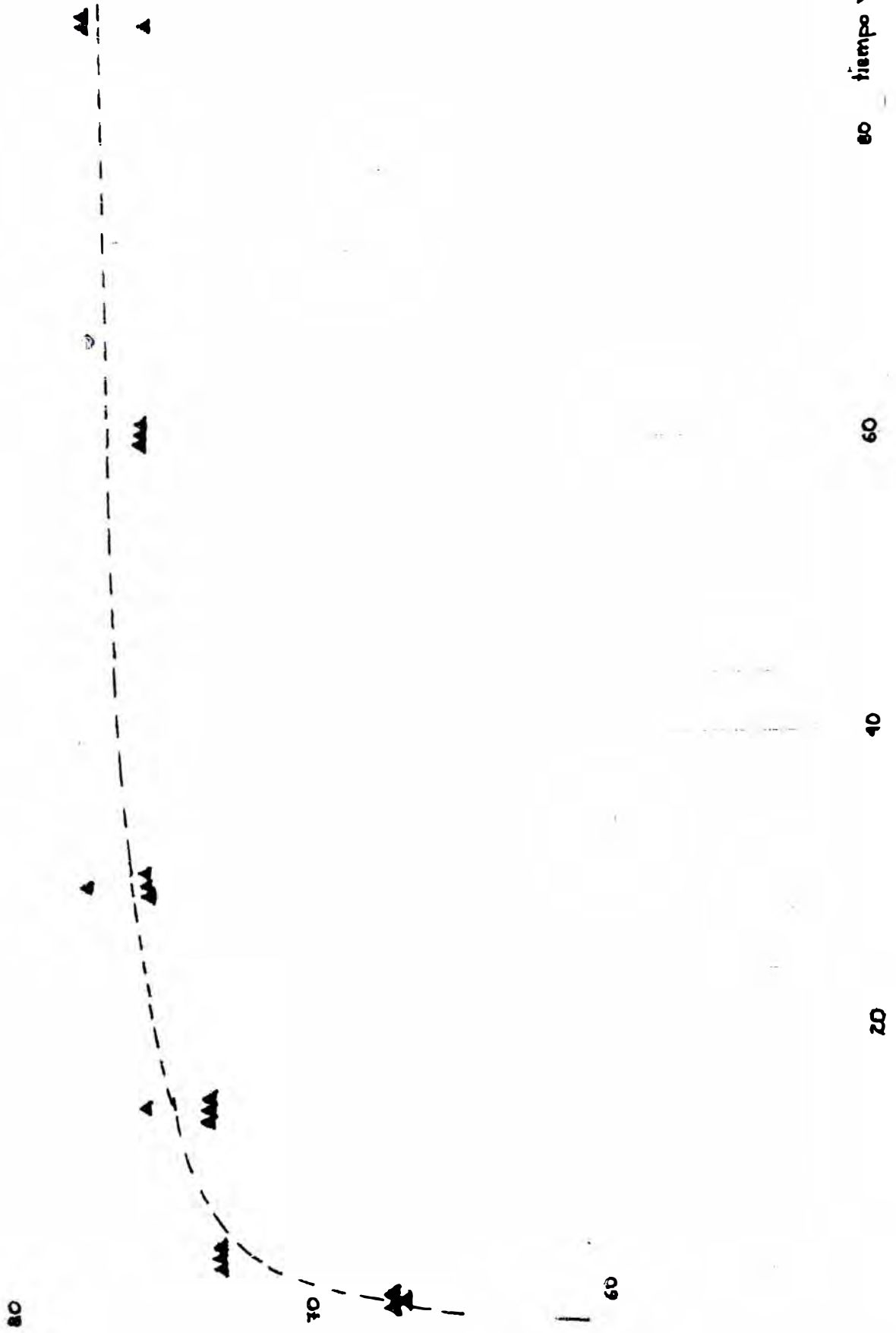
200

tiempo (min.)

dureza Vickers
H.V.5

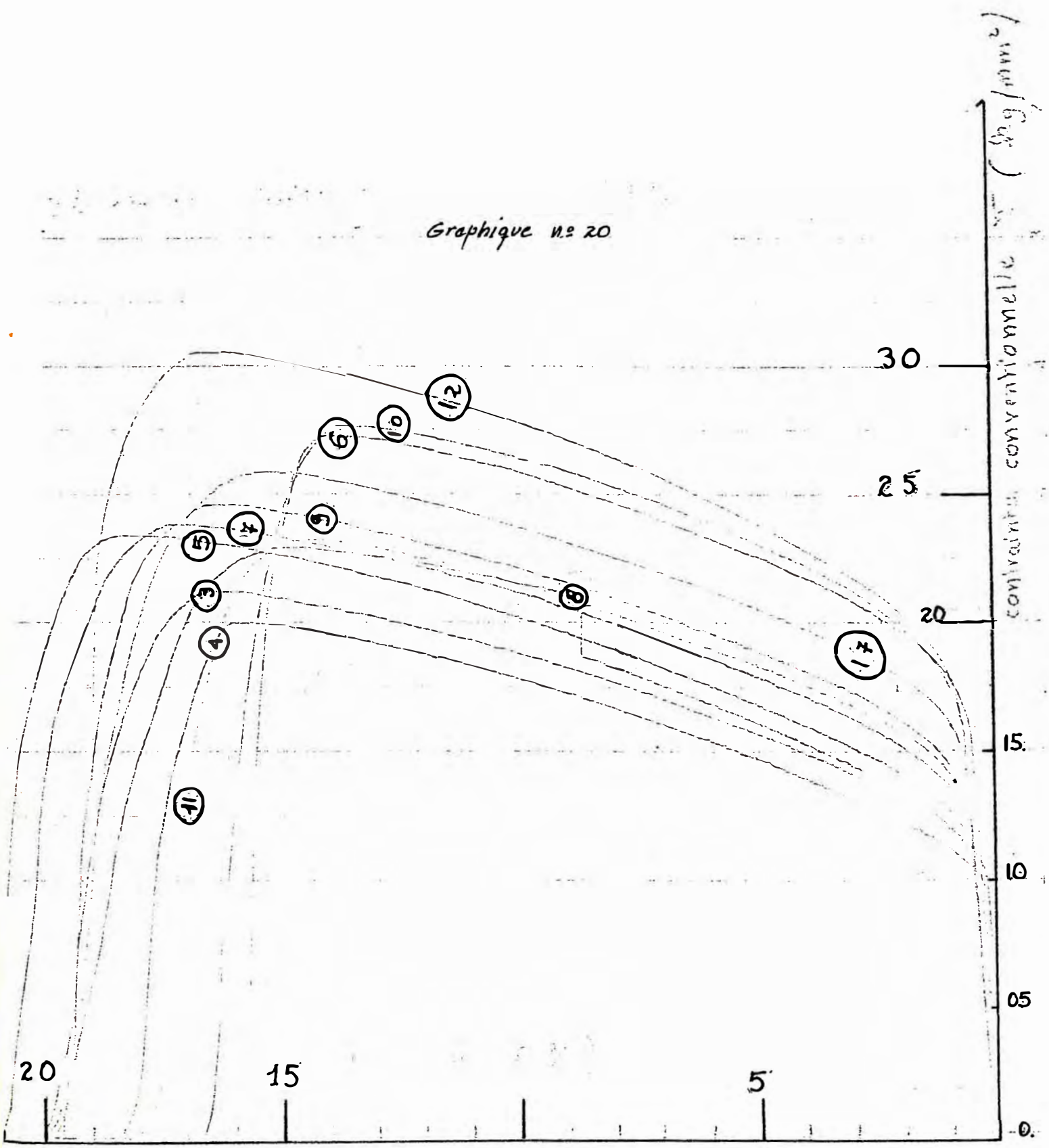
Ensayo de dureza - temperatura revenido : 80°C

Gráfico : 3 a

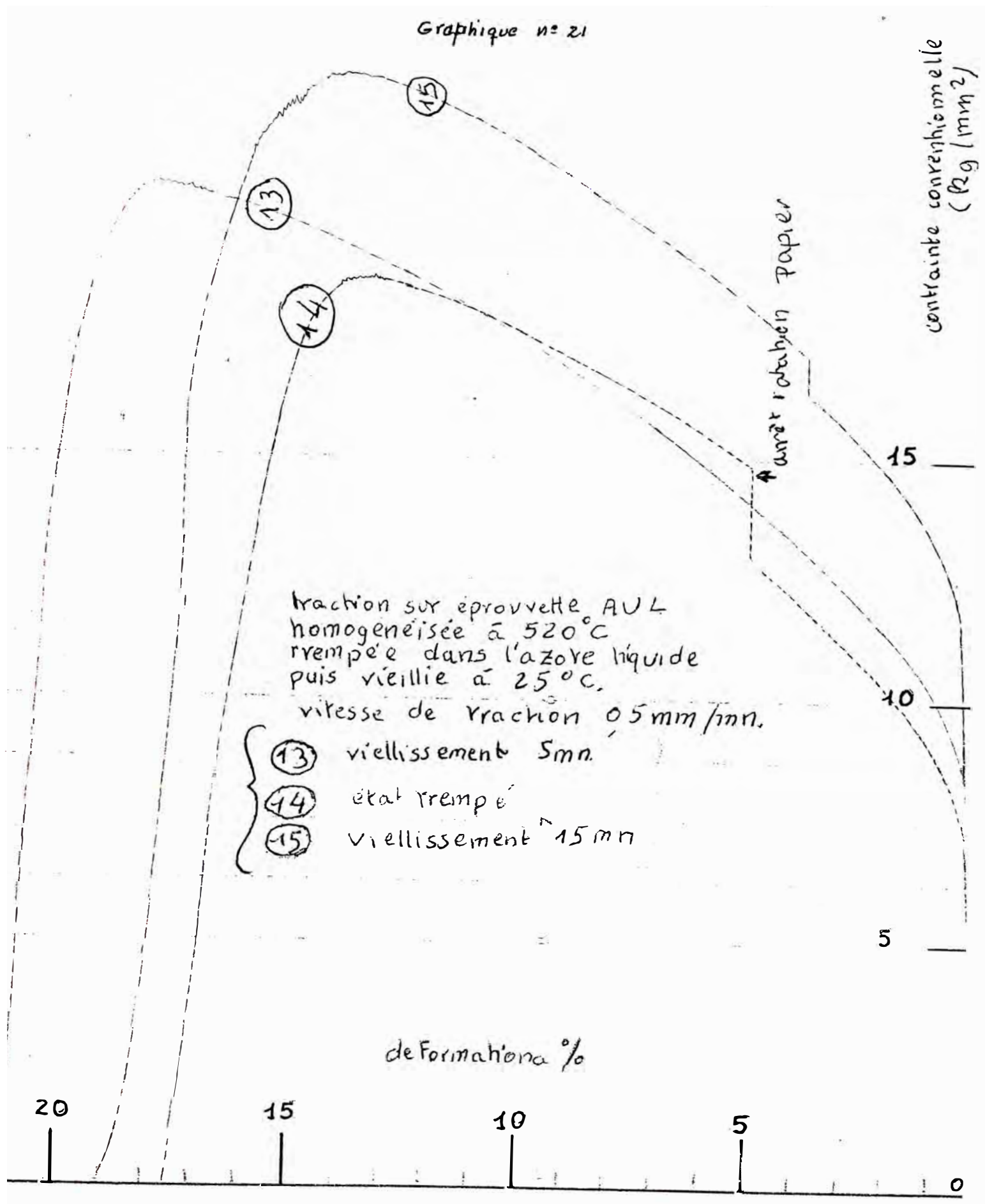


80°C

Graphique n.º 20



Graphique n° 21



contrainte conveniennelle
(kg/mm²)

arrêt rotation papier

traction sur éprouvette AUL
homogénéisée à 520°C
trempée dans l'azote liquide
puis vieillie à 25°C.

vitesse de traction 0,5 mm/mn.

- 13 vieillissement 5mn.
- 14 état trempé
- 15 vieillissement 15 mn

deformation %

20 15 10 5 0

BIBLIOGRAFIA

01. "La Formation des Zones de Guinier - Preston " dans I"Alliage Al - Cu 4% : P. Vigier, A.M. Zahra-Kibik, M. Denoux, J.P. Brisset
02. "Thermodynamique Structurale des Alliages " J. Manenc
03. "Métallurgie Générale " J.Benard, A.Michel, J. Philibert
04. "Apuntes de Tratamiento Térmico de C₄ Metalurgia, Grenoble" R.Peffen
05. "Structures Cristallines" R. Hamas
06. "Transformations a l'état Solide des Métaux et Alliages Métalliques" L.Guillet, P. Papeau
07. "Elements de Metallurgie Physique - Alliages et défauts " Y. Adda, J.M.Dupovy, J. Philibert, Y. Quere.
08. "Fluage de l'Eutectique Lamellaire Al-Al₂Cu en Traction et de Monocristaux Al₂Cu en Compression" : Miguel Ignot.
09. "Metalografía y Tratamiento Térmico de los Metales" M. Lagtin
10. "Apuntes de Clase sobre Dislocaciones" P.Guyot
11. "Apuntes de Clase sobre Metalurgia Estructural" M. Cizeron