

ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACIÓN

Para que se produzca solubilidad en estado sólido, han de darse, como vimos, una serie de condiciones: que soluto y disolvente tengan la misma red, que tengan tamaños similares y que la valencia del soluto sea mayor o igual que la del disolvente. Para el Aluminio no se cumplen estas tres condiciones, que implican alta solubilidad con ningún elemento, debido principalmente a que tiene valencia 3 y red fcc. Por tanto, no admite gran cantidad de aleantes, y no existe posibilidad real de endurecimiento por solución sólida: a temperatura ambiente no hay elementos que se disuelvan mucho [el único que lo hace es el Ga (hasta un 20%); el Mg y el Zn hasta un 1% y la mayoría menos del 0'1%.]

Algunos elementos si tienen bastante solubilidad a temperatura elevada: el Al no admitiría tratamientos térmicos como los que hemos visto para el acero (sólo tiene una eutéctica que se desarrolla entre el Al y los compuestos intermetálicos que se forman y que no se disuelven en la red). A partir de ese diagrama, la única posibilidad de hacer algo para endurecer es emplear la linea de variación de solubilidad ($\uparrow T \Rightarrow \uparrow$ solubilidad). Los elementos

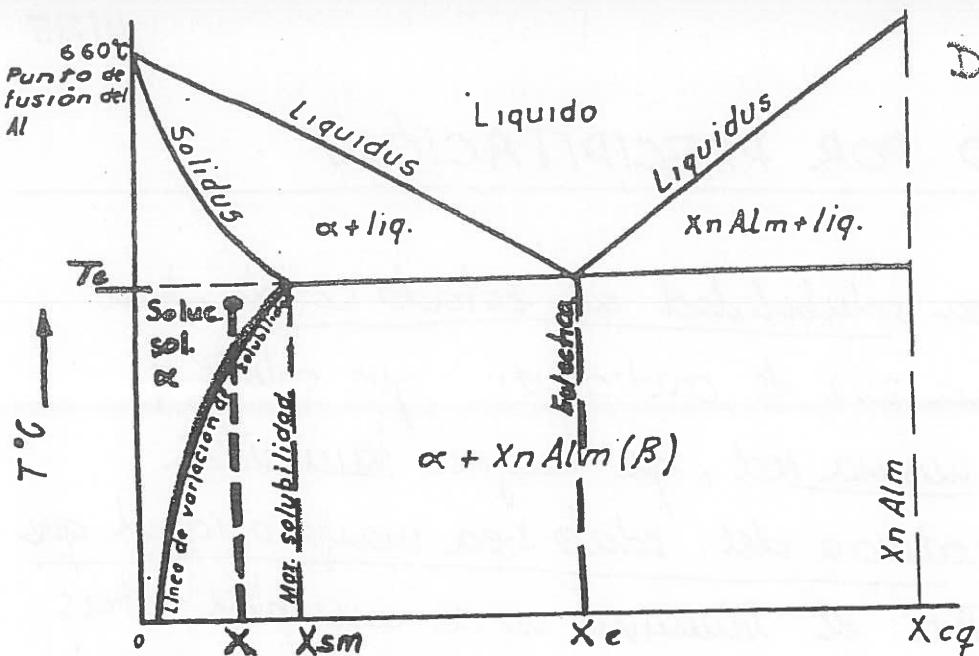


Diagrama
Al - x (aleante)

Table 1. Invariant Reactions in Binary Aluminum Alloys

Element	Temperature(a) °C	Temperature(a) °F	Liquid solubility wt%	Liquid solubility at.%	Solid solubility wt%	Solid solubility at.%
Ag.	570	1060	72.0	60.9	55.6	23.8
Au.	640	1180	5	0.7	<0.001	<0.002
B.	660	1220	0.022	0.054	0.063	0.188
Be.	645	1190	0.87	2.56	<0.1	<0.01
Bi	660(b)	1220(b)	3.4	0.45	<0.1	<0.05
Ca.	620	1150	7.6	5.25	0.47	0.11
Cd.	650(b)	1200(b)	6.7	1.69	<0.02	<0.01
Co.	660	1220	1.0	0.46	0.77	0.40
Cr.	660(c)	1220(c)	0.41	0.21	5.67	2.48
Cu.	550	1020	33.15	17.39	0.052	0.025
Fe.	655	1210	1.87	0.91	20.0	8.82
Ga.	30	80	98.9	97.2	<0.1	<0.01
Gd.	640	1180	11.5	2.18	6.0	2.30
Ge.	425	800	53.0	29.5	1.22	0.186
Hf.	660(c)	1220(c)	0.49	0.074	0.17	0.04
In.	640	1180	17.5	4.65	4.0	13.9
Li.	600	1110	9.9	30.0	14.9	16.26
Mg.	450	840	35.0	37.34	1.82	0.90
Mn.	660	1220	1.95	0.97	0.25	0.056
Mo.	660(c)	1220(c)	0.1	0.03	<0.003	<0.003
Na.	660(b)	1220(b)	0.18	0.21	0.22	0.064
Nb.	660(c)	1220(c)	0.01	0.003	0.05	0.023
Ni.	640	1180	6.12	2.91	0.15	0.02
Pb.	660	1220	1.52	0.20	<0.1	<0.02
Pd.	615	1140	24.2	7.5	<0.1	<0.02
Rh.	660	1220	1.09	0.29	<0.1	<0.02
Ru.	660	1220	0.69	0.185	<0.1	<0.02
Sb.	660	1220	1.1	0.25	<0.1	<0.02
Sc.	660	1220	0.52	0.31	0.38	0.23
Si.	580	1080	12.6	12.16	1.65	1.59
Sn.	230	450	99.5	97.83	<0.01	<0.002
Sr.	655	1210
Th.	635	1180	25.0	3.73	<0.1	<0.01
Ti.	665(c)	1230(c)	0.15	0.084	1.00	0.57
Tm.	645	1190	10.0	1.74	<0.1	<0.01
U.	640	1180	13.0	1.67	<0.1	<0.01
V.	665(c)	1230(c)	0.25	0.133	0.6	0.32
Y.	645	1190	7.7	2.47	<0.1	<0.03
Zn.	380	720	95.0	88.7	82.8	66.4
Zr.	660(c)	1220(c)	0.11	0.033	0.28	0.085

(a) Eutectic reactions unless designated otherwise. (b) Monotectic reaction. (c) Peritectic reaction.

aleantes no nos darán un enderezamiento por solución ida estable (no lo puedo hacer Tamb); no existen transformaciones atópicas, ni eutectoides, ni transformaciones martensitas, ... lo único disponible es la línea de solubilidad, luego recurriremos a enderezamiento por precipitación.

Cuando tenemos una aleación con una cantidad de aleante $x < x_{\text{sol}}$ ($x_{\text{sol}} = \%$ contenido de aleante admisible en solución a temperatura elevada), a temperatura ambiente el aleante estará frente de la red, pues es insoluble: estado de recocido. Cuando vamos calentando, va aumentando la solubilidad: los cristales ricos en aleante se van disolviendo hasta llegar a una solución sólida estable (ojo!: sólo es estable a esa T elevada). Si comenzamos a enfriar lentamente, el aleante irá saliendo de la red de la misma forma que fue entrando, dejando el material tal y como estaba. Si en lugar de esto, se realiza un enfriamiento rápido desde la temperatura elevada, no damos tiempo a que el aleante salga de la red, de forma que obtenemos, a temperatura ambiente, una solución sólida con muchísima energía acumulada, muy inestable, que tiende a descomponerse (expulsar el aleante) para alcanzar su forma estable. Estos aleantes expulsados precipitan en bz cristales de aluminio dando lugar a la buscada

estructura de precipitado.

A principios del siglo XX, Alfred Wilm descubrió el que denominó aluminio de Durex, conocido como duralumin. Era una aleación de aluminio muy rica en aleantes, tanto que la solución sólida obtenida tras el enfriamiento era tan instable, que incluso a temperatura ambiente, sin haberse fundido, el aleante era expulsado de la red y formaba precipitados que endurecían muchísimo: obtuvo, sin dar ningún recalentamiento,... una aleación duriísima de aluminio.

• Secuencia de descomposición de la solución sólida sobresaturada

Existen varios grupos de aleaciones en los que, al descomponerse la solución sobresaturada, se produce una estructura de precipitación muy endurecedora.

Esquema general:

s.s. sobresaturada → zonas de Guinier-Preston (coherentes) →
→ precipitados semicoherentes → precipitados incoherentes.

En función de la temperatura y tiempo aplicados, el proceso avanzará en mayor o menor medida.

A temperatura ambiente tenemos una solución sólida totalmente fuera del equilibrio por la gran cantidad de energía acumulada. Por ello, la alianación tiende a disminuirla para alcanzar su situación ideal de equilibrio: el mínimo de energía libre. Lo tiene muy complicado, pero lo intenta, poquito a poquito, pues para hacerlo de golpe, tendría que mudar las fases intermetálicas y para ello se necesita una gran energía de activación.

El primer cambio que se produce dentro de los cristales es muy difícil de apreciar, pues no es exactamente un precipitado los átomos de aleante se van acumulando en algunas zonas del cristal dejando de estar distribuidos uniformemente, que se enriquecen en aleante y se empobrecen en aluminio. Esas zonas son las denominadas zonas de Guinier-Preston, y mantienen la misma red y orientación de la matriz (por ello, si se tratase de precipitados que no lo son), los denominariamos coherentes). Las dislocaciones pueden pasar a su través, aunque las frenan mucho, dando lugar a un importante aumento de dureza (esto es lo que observaba Wilm en su aluminio). Si damos temperatura pasamos al siguiente escalón, la formación de precipitados semicoherentes, que ya sí son precipitados como tal, y siguen disminuyendo la energía libre

SECUENCIA DE DESCOMPOSICIÓN DE LA SOLUCIÓN SÓLIDA SOBRESATURADA.

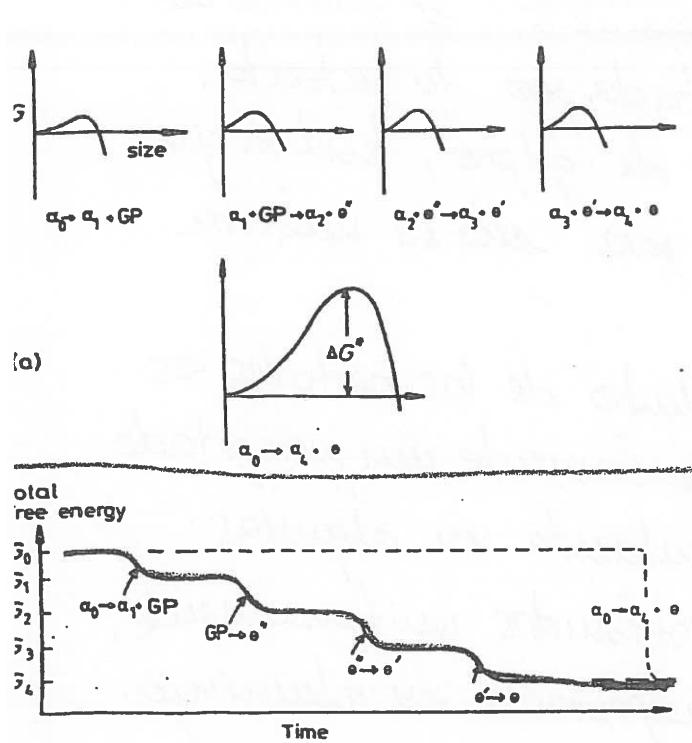


Fig. 5.28 (a) The activation energy barrier to the formation of each transition phase is very small in comparison to the barrier against the direct precipitation of the equilibrium phase. (b) Schematic diagram showing the total free energy of the alloy v. time.

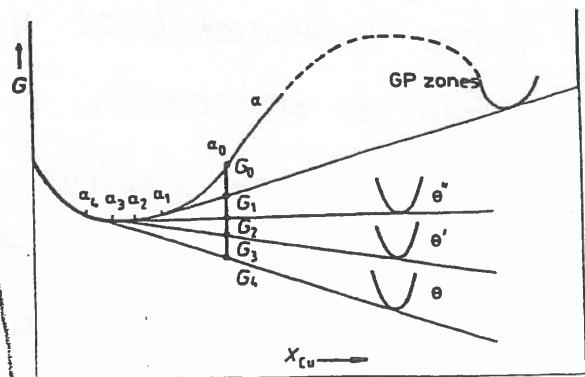


Fig. 5.27 A schematic molar free energy diagram for the Al-Cu system.

← como bajar de G_0 a G_4 de golpe le cuesta mucho, va bajando escalón a escalón.

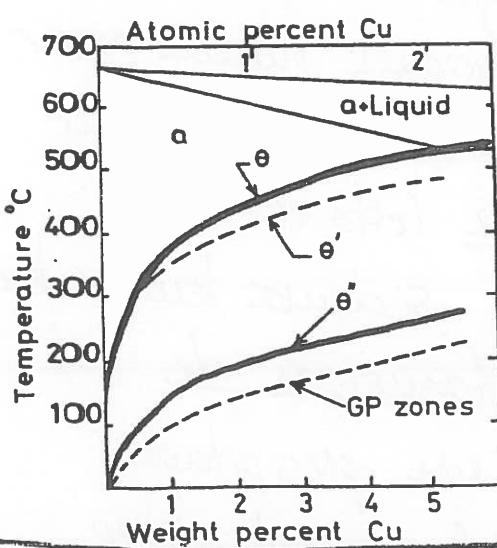


Fig. 5.25 Al-Cu phase diagram showing the metastable GP zone, θ and θ' solvuses. Reproduced from G. Lorimer, *Precipitation Processes in Solids*, K.C. Russell and I.I. Aaronson (Eds.), The Metallurgical Society of AMIE, 1978, p. 81.)

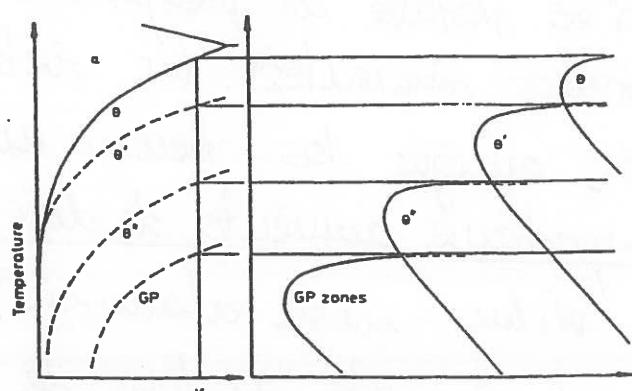


Fig. 5.32 (a) Metastable solvus lines in Al-Cu (schematic) (b) Time for start of precipitation at different temperatures for alloy X in (a).

Temperaturas "solvus": Volar por encima del eje al descomponer la sol. sólida, ya no se forma el precipitado.

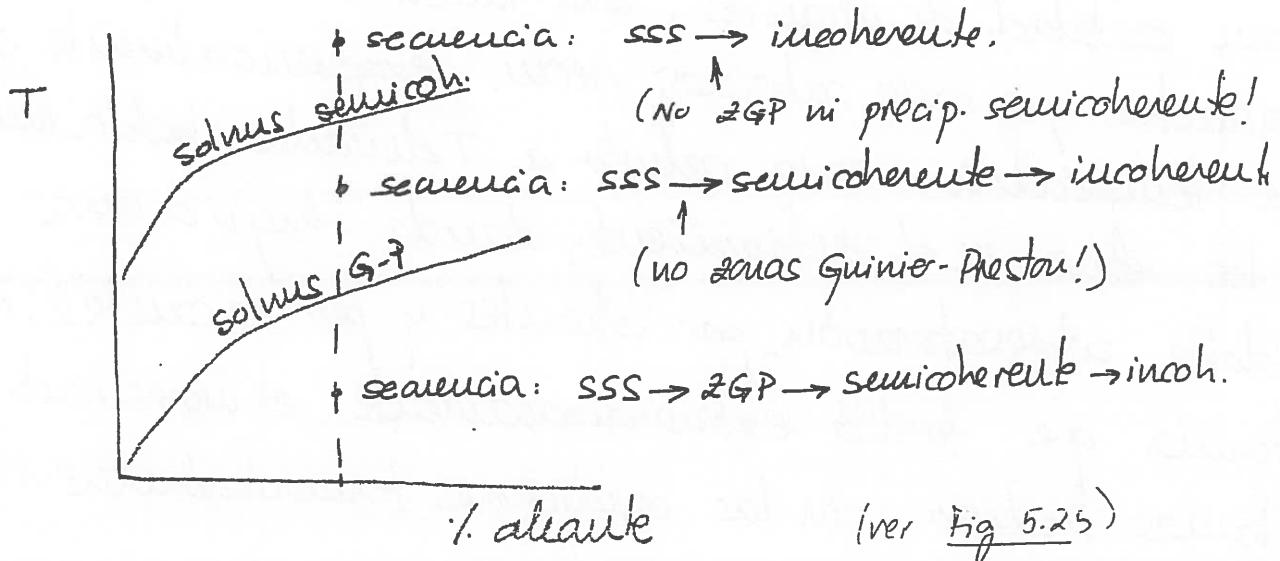
Si aumentamos la temperatura o el tiempo, pasamos de la formación de precipitados irreversibles, llegando a la situación de equilibrio: el alaute ha formado su compuesto interestálico de equilibrio.

No siempre se alcanzará los precipitados irreversibles; en función de las condiciones en que se encuentre el material (T y t), llegará hasta donde bueamente pueda. Como esas condiciones las podemos controlar nosotros, será muy importante decidir en qué zona paramos el proceso: el material presentaría diferentes comportamientos no sólo mecánico, sino también corrosión.

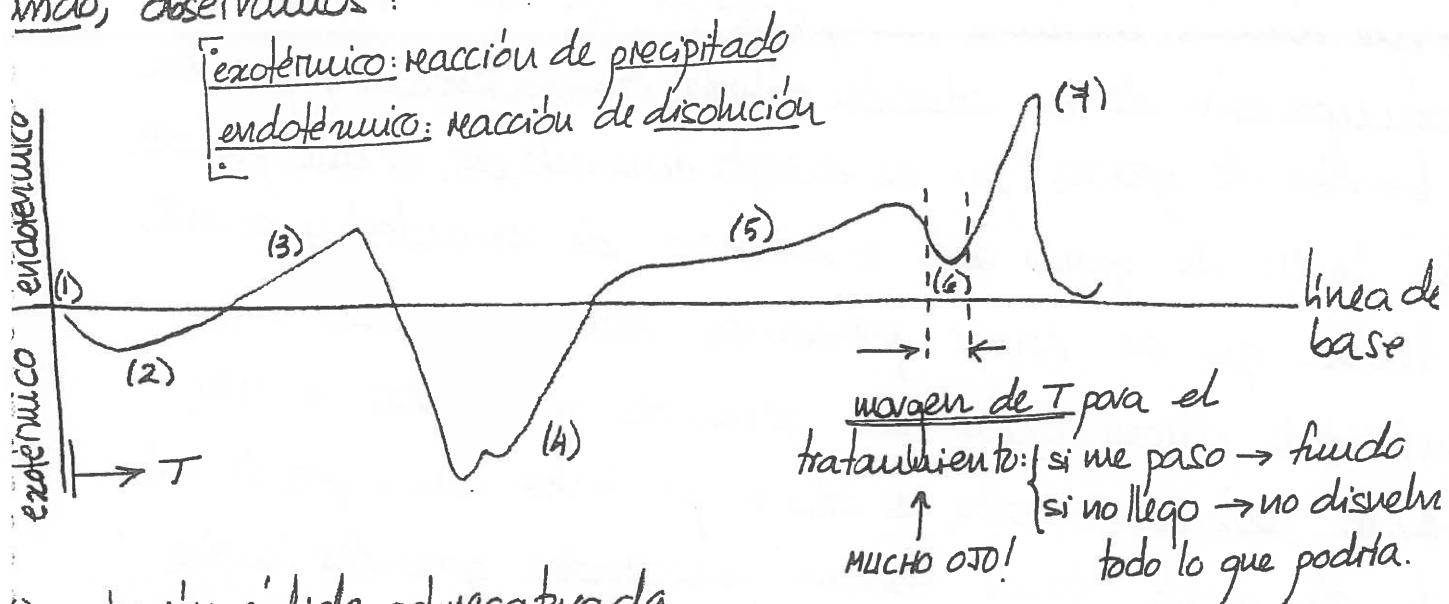
En realidad, el caso con que se topó Wilkes es un poco especial, pues en general a temperatura ambiente no se endurece tanto como le dio a él; lo que ocurrió es que cuando él hizo el enfriamiento rápido, no sólo retuvo una gran cantidad de alautes, sino también muchos huecos, vacantes, que como sabemos crecen exponencialmente con la temperatura: como calentó a Telurada había muchos y los retuvo en el enfriamiento, dando lugar a una doble sobresaturación, por alautes y por vacantes, de forma que facilitó extraordinariamente el movimiento de átomos incluso sin las condiciones termodinámicas (T) apropiadas.

cuando la solución sólida sobresaturada evoluciona hacia el equilibrio, llega a la formación de precipitados incoherentes, que son muy grandes y frenan poco las dislocaciones. Los máximos valores de dureza y resistencia suelen alcanzarse con una precipitación combinada de zonas de Guinier-Preston y precipitados semicoherentes, generalmente con mayor proporción de éstos.

Si a la solución sólida sobresaturada le damos mucha temperatura, ésta se "salta" la primera etapa y comienza directamente la formación de precipitados semicoherentes (sin zonas G-P). Si damos mucha más temperatura, pasará directamente a su forma más estable: precipitados incoherentes. Denominamos temperatura de "solus", a aquel valor por encima del cual, al descomponerse la solución sólida, ya no se fija el tipo de precipitado considerado.



Si analizamos el proceso de descomposición de la solución líquida sobresaturada mediante una calorimetría diferencial de moho, observamos:



- (1) solución sólida sobresaturada
 - (2) formación zonas de Guinier-Preston
 - (3) disolución de las ZGP porque van a ser sustituidas por los precipitados semicoherentes.
 - (4) formación precipitados semicoherentes + sustitución de esos precipitados por los incoherentes. Puede verse, a lo mejor, más claramente diferenciado:
- W
- (5) se disuelven los precipitados incoherentes, pues a temperatura elevada, el alcalínto si es soluble y este estado es de menor energía libre que el precipitado
 - (6) fin disolución
 - (7) Fusión.

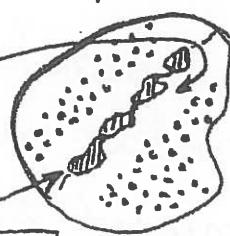
• Zonas libres de precipitado (ZLP)

Vamos a analizar qué ocurre en el entorno del borde de grano; sabemos que son zonas de elevada energía. Por lo general, salvo que denos bastante temperatura, no comienza la descomposición de la solución sólida sobresaturada, pero en los bordes de grano, por su energía acumulada, sí que puede.

Los bordes de grano son sumideros de vacantes y soluto, de forma que las zonas próximas van a quedar con insuficiente concentración de vacantes refiriadas e insuficiente sobresaturación de soluto, por haber emigrado al borde de grano dando forma precipitados gruesos irregulares (allí tiene mucha facilidad energética y se forman directamente, se saltan las etapas anteriores).

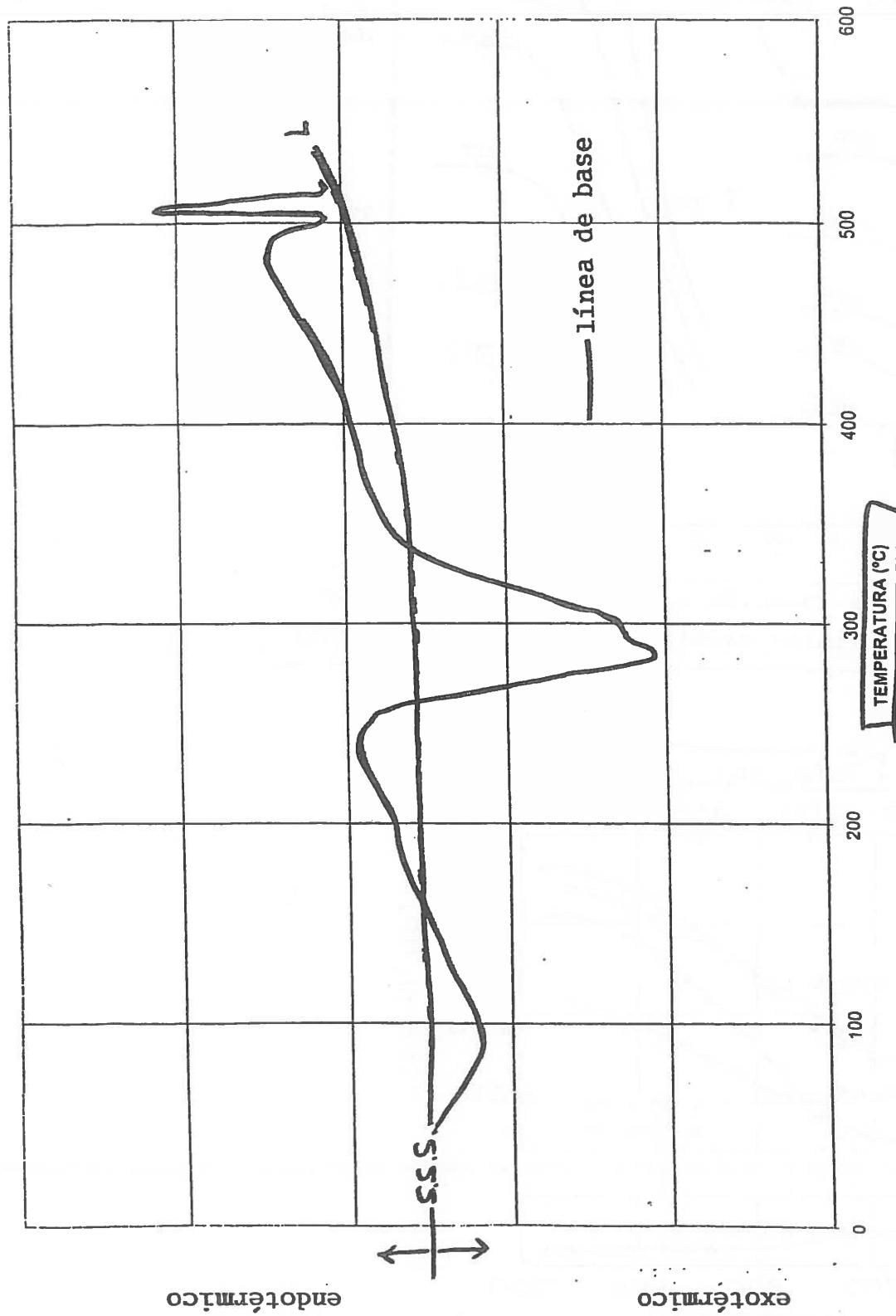
Así, la estructura justo al borde de grano queda con:

- zonas sin precipitados, más deformables
- precipitados gruesos en borde de grano
- = zona libre de precipitados ZLP = PFZ

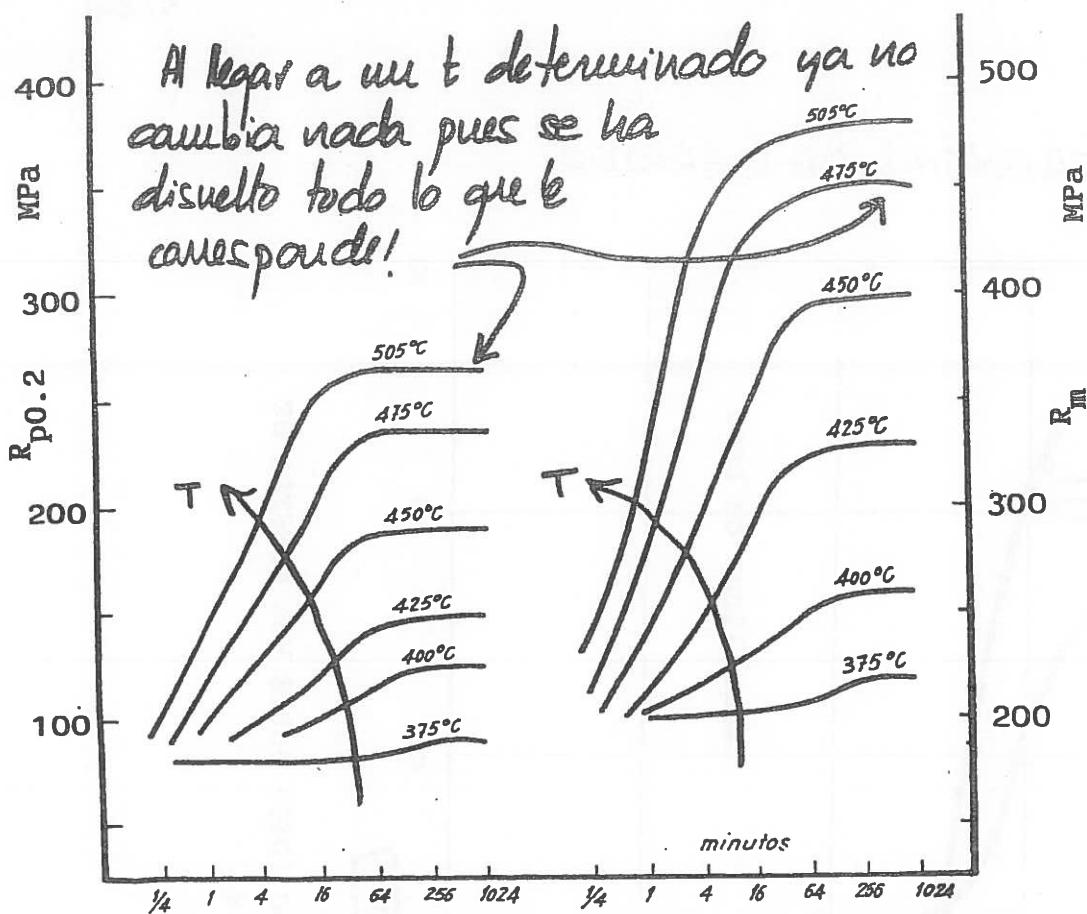


Este tipo de estructura favorece la rotura intergranular, pues en la zona libre de precipitados las dislocaciones no tienen apenes impedimento para su movimiento, disminuyendo la tenacidad. Las roturas interstacinales se caracterizan por ser frágiles.

CALORIMETRÍA DIFERENCIAL DE BARRIDO



ENSAYO DE CALORIMETRÍA DIFERENCIAL DE BARRIDO (DSC) SOBRE UNA MUESTRA DE
ALEACION AW 2024 - W



Influencia del tiempo de solución a distintas temperaturas sobre la resistencia y límite elástico en aleación Al-Cu-Mg

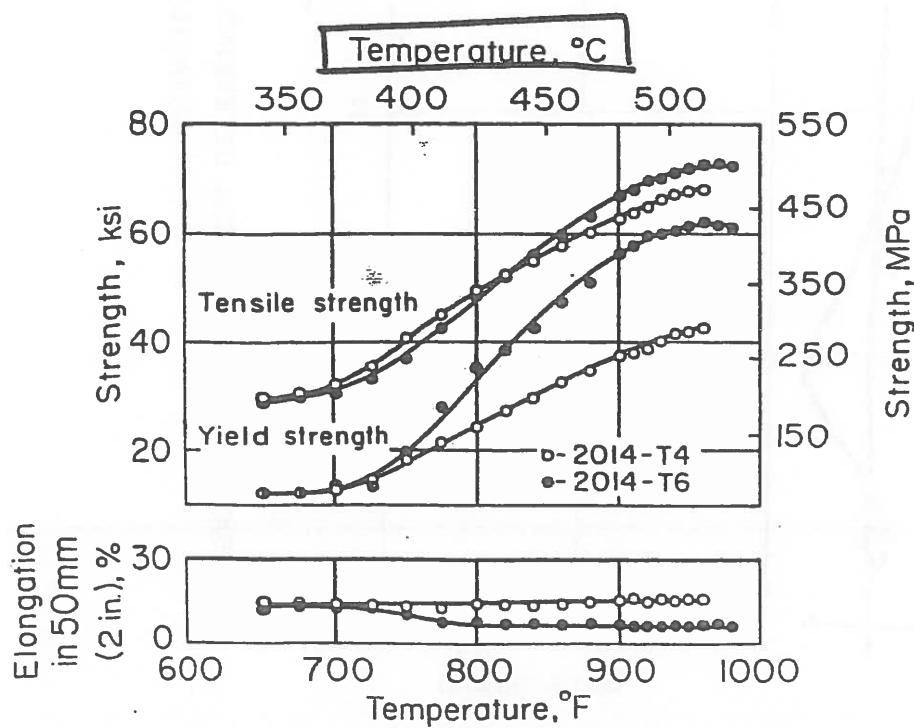


Fig. 12. Effects of solution heat treating temperature on the tensile properties of 2014-T4 and 2014-T6 sheet.

Además, tiene una influencia negativa sobre ciertos tipos de avosión, pues al tener tres estructuras claramente diferenciadas tienen tres potenciales electroquímicos diferentes ...

El fawatio y trascedencia de las PFZ depende del tratamiento térmico aplicado.

● Tratamiento térmico de las aleaciones de Al (bañificado)

Buscamos con este tratamiento obtener una estructura de precipitados adecuada para nuestra aplicación, para lo que se provocan dos etapas: solución (consiguiendo la solución sólida sobresaturada) y maduración (calentar tras el enfriamiento lento para obtener los precipitados). Este proceso (solución+maduración) se denomina bañificado.

A SOLUCIÓN.

Como hemos dicho, esta etapa tiene como objetivo conseguir disolver y retener en la red la mayor cantidad de aluminio para obtener una ss. lo más sobresaturada posible. Para ello, ha de realizarse un calentamiento a una temperatura adecuada, permaneciendo durante el tiempo necesario y un enfriamiento a una velocidad suficiente. Vamos a ver cómo influye cada uno de estos factores.

Temperatura de solución

Intensa que sea elevada para disolver la mayor cantidad de aleantes (y según $\propto T$, \propto solubilidad), pero:

- si es excesiva llegaremos a fundir (quemado) dejando la pieza inutilizada
- si es insuficiente, obtendremos una menor cantidad de aleante disuelto de la que podría tener, con las consecuentes menores características finales.

Además, no se pueden compensar entre si temperatura y tiempo como hacíamos con los aceros (dejando menor tiempo a T_{uds} alta, o más tardía T_{fundir} , ...), pues, según se ve en la figura 12 y en la superior, al cabo de cierto tiempo se llega a una meseta: se ha disuelto todo lo que se podía disolver y no vaya más.

Tiempo de permanencia

Debe ser suficiente para disolver y homogeneizar los aleantes, aunque hemos visto que una vez disuelto todo es útil esperar más tiempo porque no vamos a ganar nada!

- si es excesivo: pérdida económica y riesgo de variación del tamaño de grano (recristalización, crecimiento)
- si es insuficiente: no disolvaremos todo (menores propiedades); es un proceso térmico (difusión), y por

tauto necesita su tiempo.

- Velocidad de enfriamiento.

Si enfriamos a una velocidad inferior a la adecuada, damos tiempo a que el aleante vaya saliendo de la red y a que se vaporice destruyendo las vacantes, de forma que luego precipitará mucho menos (mejores propiedades,...). Además, va precipitando aleante en el borde de grano estropeando aún más la zona libre de precipitados, y produciendo una mayor susceptibilidad a corrosión intergranular.

Si la velocidad es excesiva, tendremos mayores tensiones residuales que hemos de tener controladas, como veremos ahora.

Definimos la velocidad crítica de enfriamiento como la menor capa de retenen en solución todos los aleantes evitando su precipitación, y resta en función de la composición de la aleación: cuantos más aleantes tenga mayores velocidades de enfriamiento necesitaremos, pues el sistema es más instable.

. **Annealing:** concurso de fusión del material, principalmente en los bordes de grano, que se debe a una temperatura excesiva de solución. La composición del líquido fundido es muy rica en aleantes, de forma que al solidificarse durante el enfriamiento se convierte en una zona muy

frágil, pudiendo entonces caracterizarse de frágil. Además, la zona próxima a los bordes de grano queda pobre en aleantes, favoreciéndose la coarsitud intergranular por la diferencia de composiciones (\neq potenciales). Aumenta también la tendencia a formar grietas por los cambios de volumen que acompañan a las transformaciones líquido \leftrightarrow sólido empeorando el comportamiento a fatiga.

Es un tema muy delicado, pues si el quemado no ha sido excesivo no se va a notar, de forma que no podemos detectarlo. En ocasiones, provoca una disminución de la resistencia mecánica (que podría emplear para detectarlo), pero para ello el quemado ha de estar bastante extendido.

B MADURACIÓN

consiste en la precipitación del exceso de aleante, la evolución hacia el equilibrio. Debe hacerse en condiciones tales que se obtenga un tipo, tamaño y distribución idóneos para optimizar las propiedades. Se tienen dos tipos de maduración:

- Maduración natural: se realiza espontáneamente a temperatura ambiente, no hay que hacer nada. Así, se llega mucho a las zonas de Guinier-Prestre.

En la fig 17. se ve el proceso de maduración con el tiempo hasta alcanzar la estabilización. Cuando la temperatura es mayor, el valor asintótico se alcanza en un tiempo, aunque ese valor es el mismo.

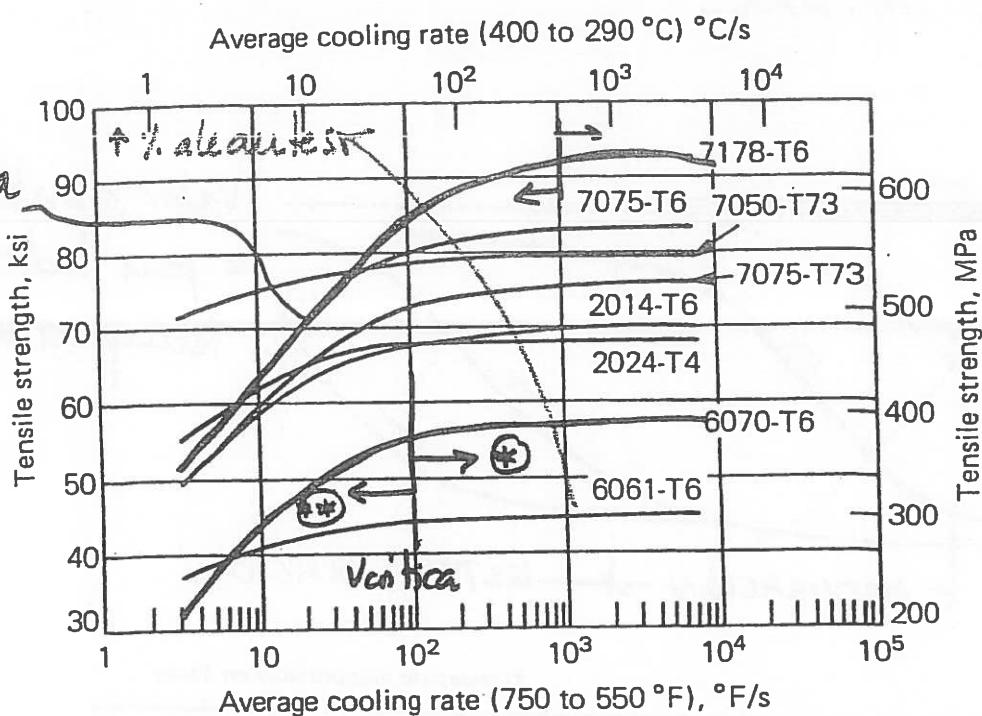


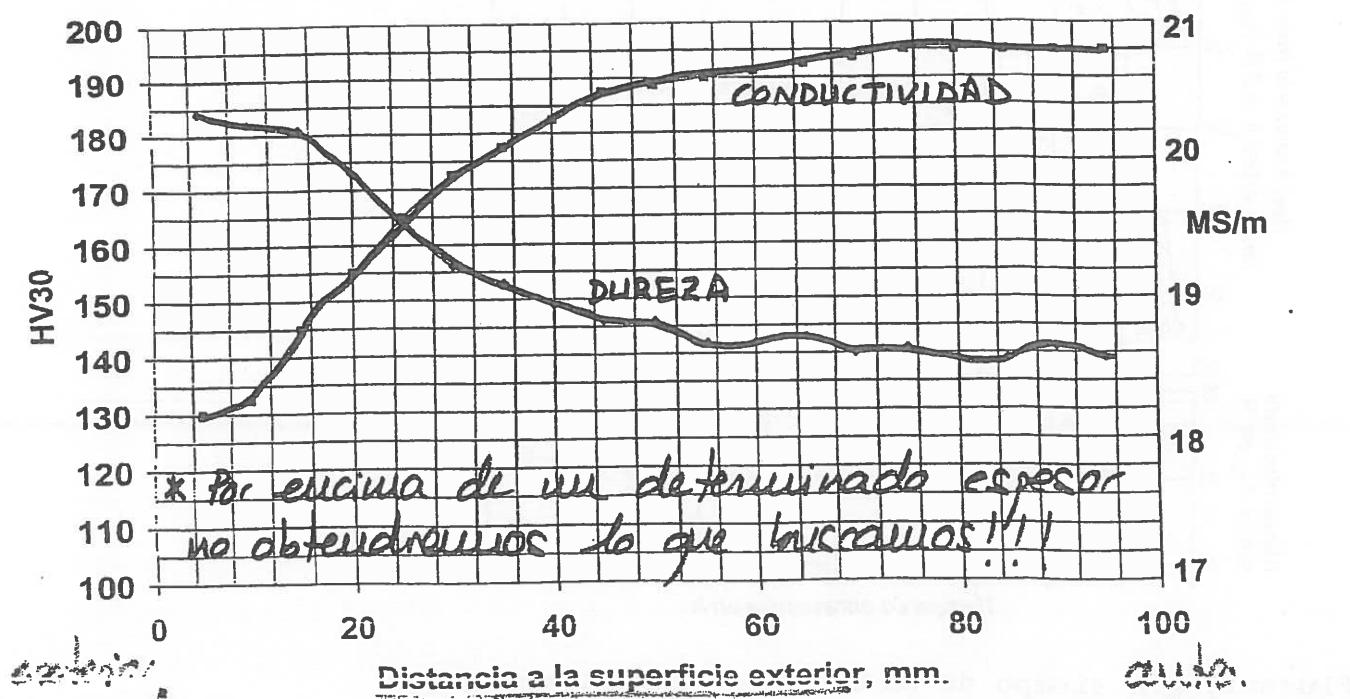
Fig. 16. Tensile strengths of eight alloys as a function of average cooling rate during quenching.

RESISTENCIA OBTENIDA SEGÚN LA VELOCIDAD DE ENFRÍAM.

- (*) : me da igual enfriar más rápido - no gano propiedades y si te cierres
- (**) : enfriando a una velocidad pierdo propiedades.

Barra de 200 mm de diámetro. Aleación 7075-T6

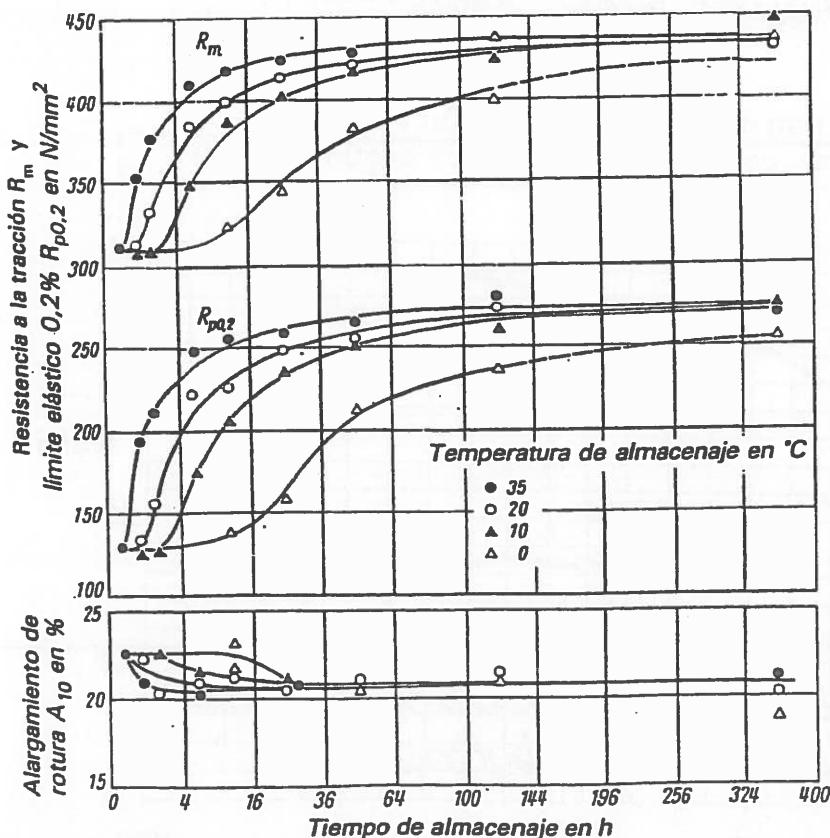
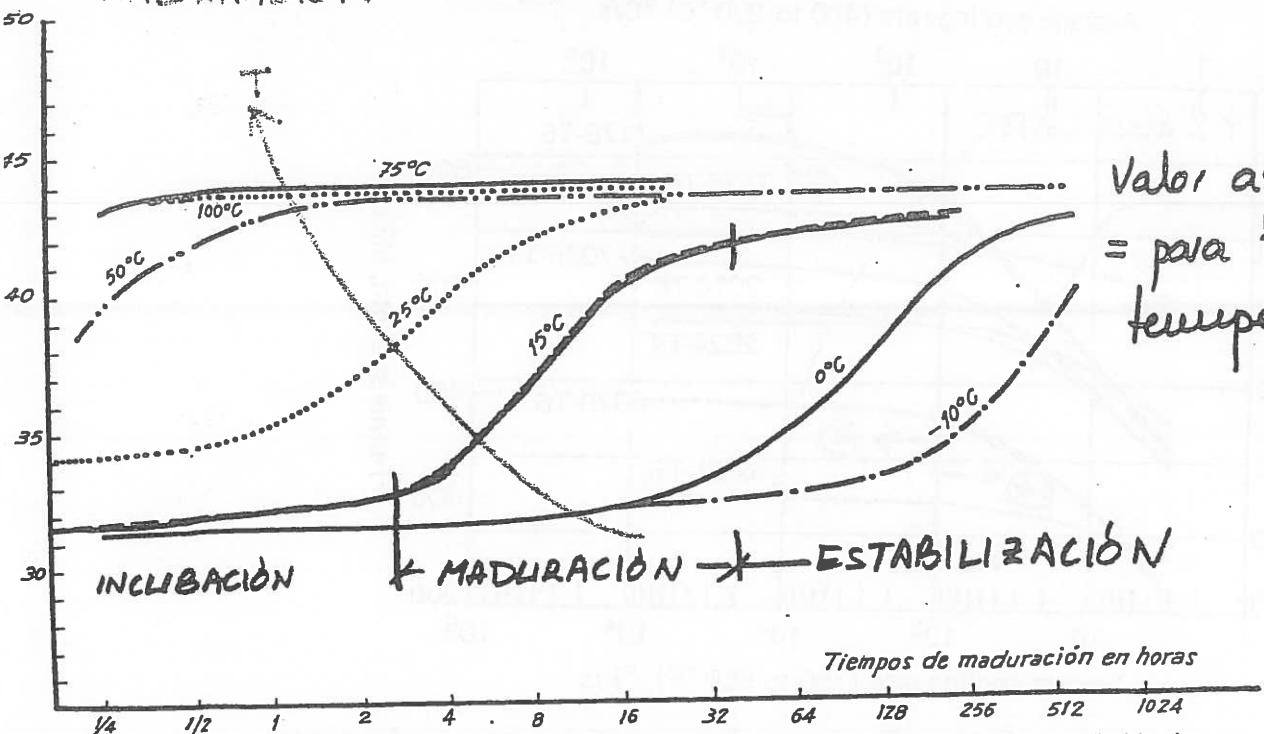
Variación de dureza y conductividad eléctrica según un radio



superficie: máxima dureza
(velocidad enfriamiento ✓)

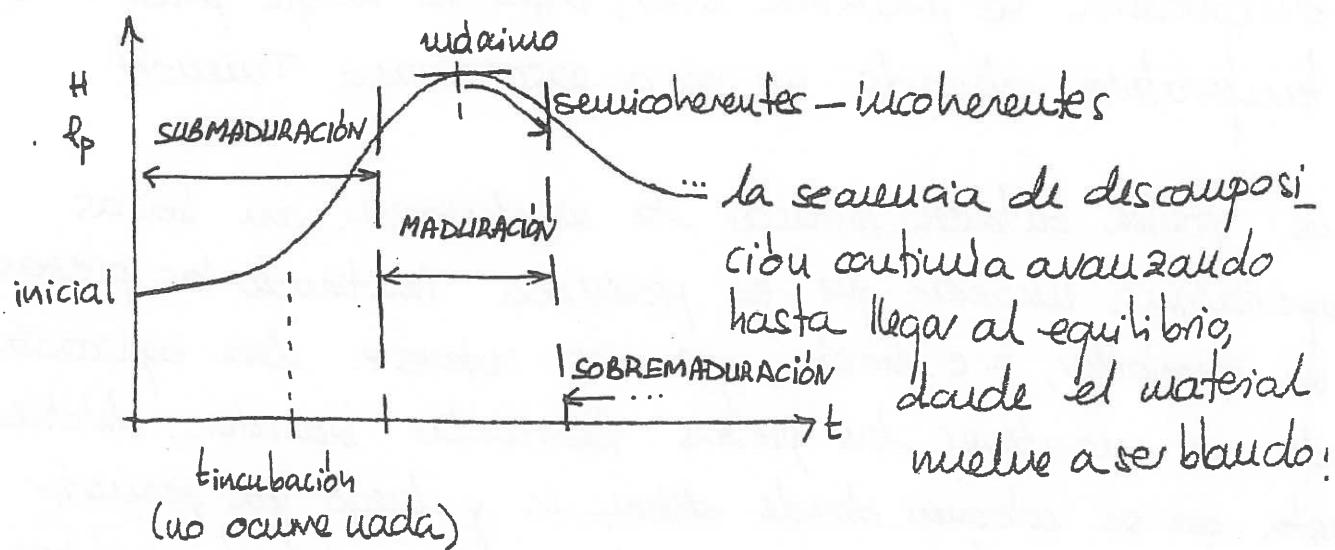
pérdida en la → de propiedades:
des: aquí no enfria adecuadamente.

MADURACIÓN NATURAL



Influencia del tiempo de maduración natural sobre las propiedades mecánicas de la aleación 2017A

- Maduración artificial: calentamiento a determinadas temperaturas y tiempos. Las mejores propiedades mecánicas no se producen con la maduración natural, necesitamos dar temperatura y tiempo. La respuesta a este tipo de maduración es bien diferente a la de la natural:



Según el tiempo que mantenemos la temperatura, tendremos comportamientos diferentes como se ve en esta figura.

Cada una de las zonas tiene sus más y sus menos, aunque casi nunca suele trabajarse en la zona de submaduración: se trabaja en las zonas de maduración o sobremaduración.

Cuando elevamos la temperatura de maduración, la curva se desplaza hacia la izquierda, aunque manteniendo el máximo igual para todas las temperaturas (dentro de un margen razonable: si aumenta muchísimo la

temperatura, el máximo disminuiría, pues se pasaría directamente de la solución sólida sobretruida a la formación de precipitados incoherentes (estructura más blanda).

El enfriamiento tras la maduración no es preocupante pues puede realizarse de cualquier forma: cuando bajemos la temperatura se paraiza todo; lo que no haya pasado a la temperatura elevada no va a pasar a una T menor!

Es posible, entonces, retrasar la maduración con bajas temperaturas, impedir que se produzca (metiendo las piezas a un congelador, p. e.) hasta que nos interese. Una aplicación puede ser mantener las piezas fabricadas blandas, dulcibles hasta que se coloquen donde deben ir, y luego ya permitir la maduración para que se endurezcan hasta el nivel que se requiera.

- Descripción de los estados de tratamiento (NOMA EN 5)

- Estado F: bruto de fabricación - cuando tenemos la pieza tal y como se fabricó, sin ningún tratamiento.

- Estado O: recocido

- Estado H: acritud

- Estado W: tratamiento térmico de solución - a la pieza le han dado el tratamiento de solución pero no el de maduración, no te la puedes dar así pues se

GRÁFICAS DE MADURACIÓN

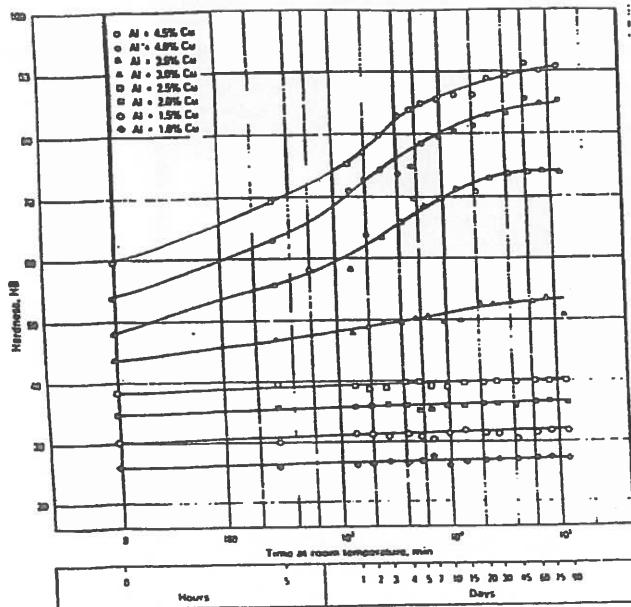
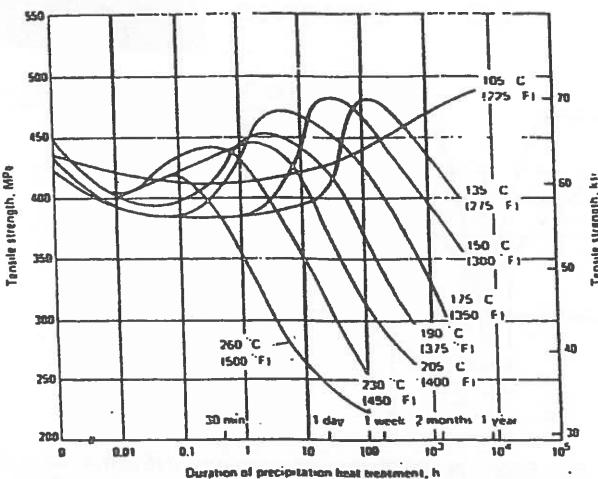


Fig. 7 Natural aging curves for binary Al-Cu alloys quenched in water at 100 °C (212 °F)

Maduración natural



Maduración artificial

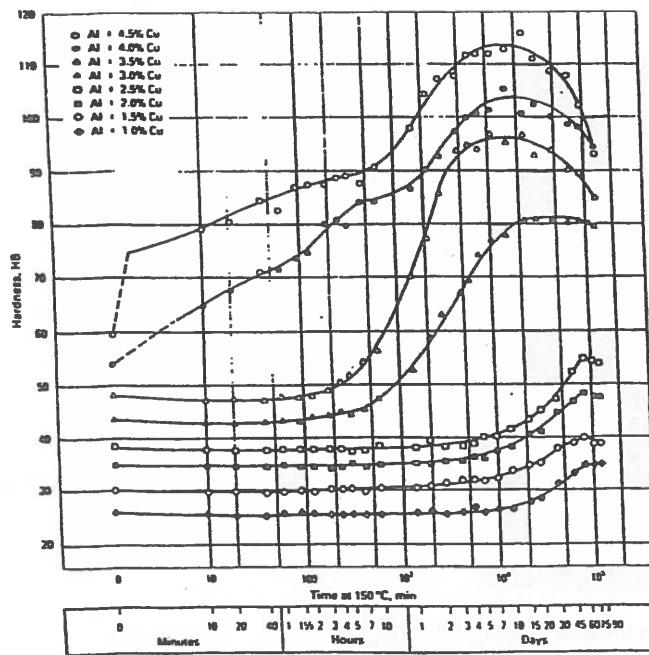
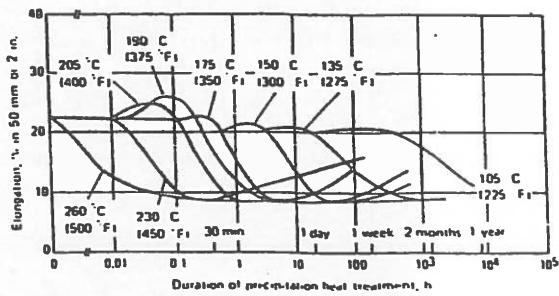
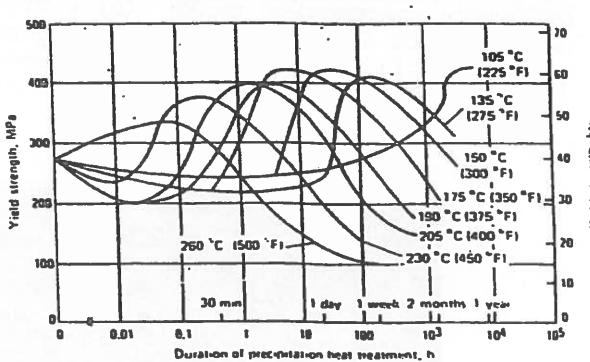


Fig. 8 Precipitation hardening curves for binary Al-Cu alloys quenched in water at 100 °C (212 °F) and aged at 150 °C (300 °F)



Aging characteristics of alloy 2014 sheet

Fig. 2.7 (a) Wide PFZs in the alloy Al-4Zn-3Mg, aged 24 h at 150°C

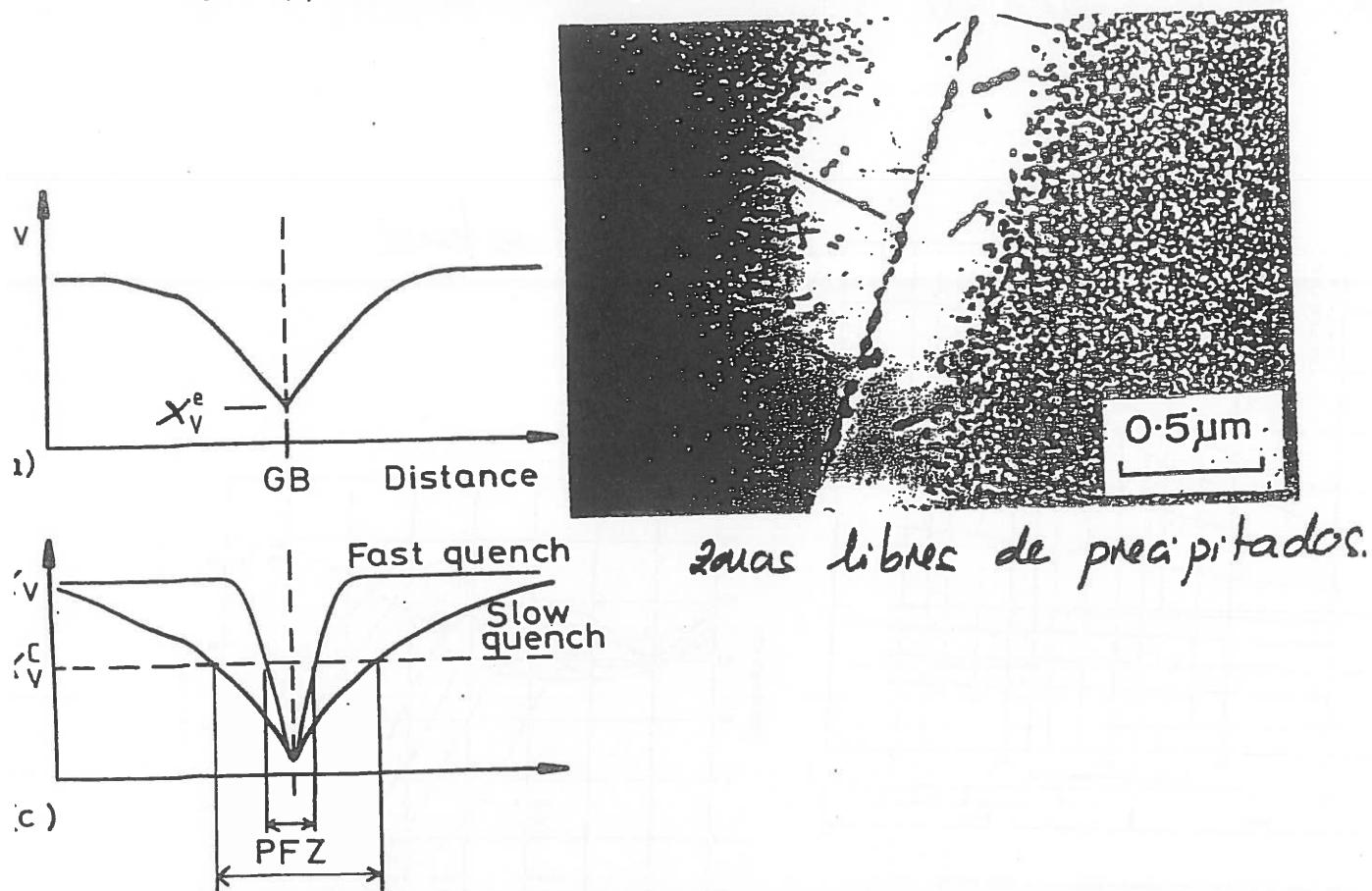


Fig. 5.35 A PFZ due to vacancy diffusion to a grain boundary during quenching.
 (a) Vacancy concentration profile. (b) A PFZ in an Al-Ge alloy ($\times 20\,000$).
 (c) Dependence of PFZ width on critical vacancy concentration X_v^c and rate of
 quenching. [(b) After G. Lorimer in *Precipitation in Solids*, K.C. Russell and H.I.
 Aaronson (Eds.), The Metallurgical Society of AIME, 1978.]

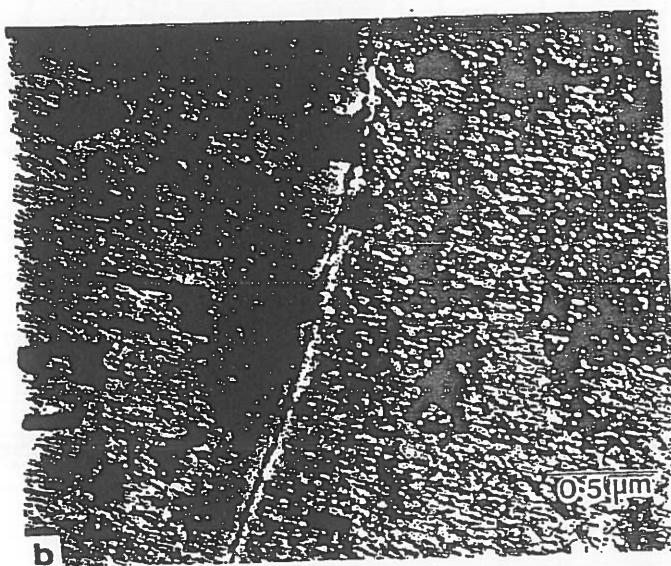


Fig. 11 TEMs showing the effect of plastic deformation on the S' precipitate distribution
 in a commercial Al-Cu-Mg-Mn alloy. (a) Undeformed, aged 12h at 190°C. (b) Stretched 6%
 and aged 12h at 190°C. The large precipitates are the $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ dispersoids. (Courtesy of
 ALCOA)

puede producir la maduración natural.

Estado T: tratamiento térmico de endurecimiento estructural → solución + maduración.

- Subdivisiones de los estados T

T₁: enfriamiento desde la temperatura de conformación en caliente y maduración natural

T₂: enfriamiento desde la temperatura de conformación en caliente, acritud y maduración natural

↳ T₁ y T₂ tienen el proceso de maduración, pero sin haber darle la solución: se aprescha que la pieza se ha calentado para conformarla.

T₃: tratamiento de solución, acritud y maduración natural

T₄: tratamiento de solución y maduración natural

T₅: enfriamiento desde la temperatura de conformación en caliente y maduración artificial.

T₆: tratamiento de solución y maduración artificial

T₇: tratamiento de solución y sobremaduración

T₈: tratamiento de solución, acritud y maduración artificial

T₉: tratamiento de solución, maduración artificial y acritud

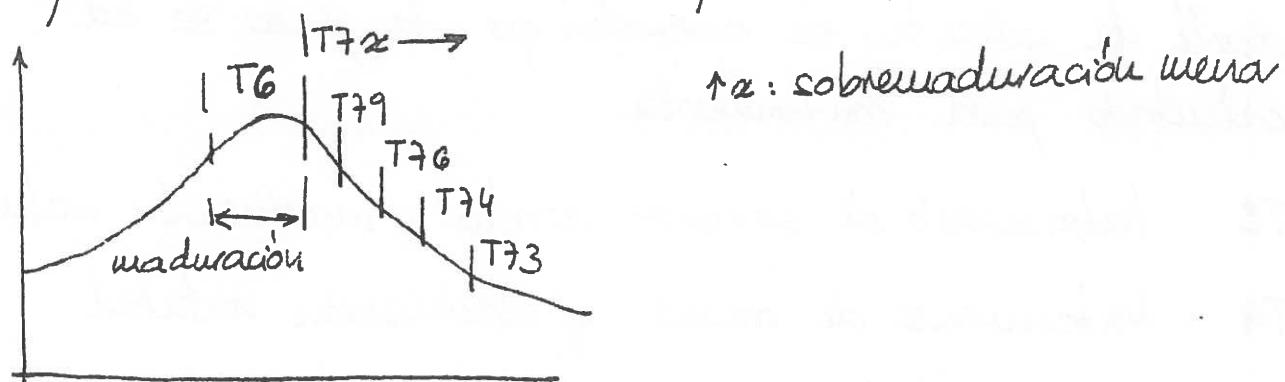
- Variantes del estado básico T7

T79 : sobremaduración muy limitada

T76 : sobremaduración limitada de modo que se obtenga una resistencia a la tracción elevada compatible con una buena resistencia a corrosión por exfoliación

T74 : sobremaduración limitada, intermedia entre los estados T73 y T76 de modo que se obtenga un nivel aceptable de resistencia a la tracción, de resistencia a corrosión bajo tensión, de resistencia a corrosión por exfoliación y de tenacidad de fractura.

T73 : sobremaduración completa de modo que se obtenga la mayor resistencia a corrosión bajo tensión.

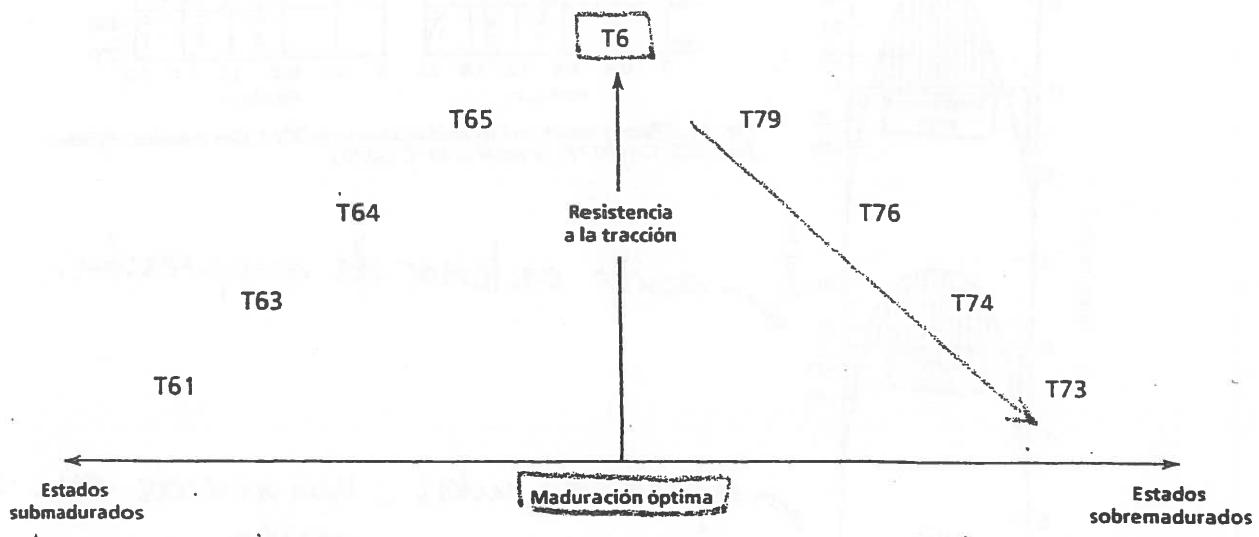


Al ir avanzando la sobremaduración, disminuyen límite elástico, resistencia mecánica y módulo elástico, pero ganamos tenacidad a fractura y un mejor comportamiento, una menor probabilidad de corrosión por exfoliación y corrosión bajo tensiones.

Para aluminios para aviones no se cumplen : T1-T2-T5 -T9

(# tratamiento de solución + acortad + sobremaduración)

Maduración	Acritud	Enfriamiento desde la temperatura de conformación en caliente	Enfriamiento desde la temperatura de solución en horno ¹⁾
Natural	No	T1	T4
	Sí	T2	T3
Artificial	No	T5	T6, T7
	Antes de la maduración	-	T8
	Después de la maduración	-	T9



! No se emplean.

Propiedad	T79	T76	T74	T73
Resistencia a la tracción (*)				
Resistencia a la corrosión bajo tensión				
Tenacidad de fractura				
Resistencia a la corrosión por exfoliación				

(*) ademas de : límite elástico y módulo elástico.

↳ T7x

↳ ↓x ⇒ (↓Rm, R0.2, E) + (↑resist. a corrosión) + (↑tenacidad)

ENSIONES RESIDUALES

Estado triaxial de

!Síntesis : MUY PELIGROSO
Tendencia a fragilidad
viven en materiales dúctiles!

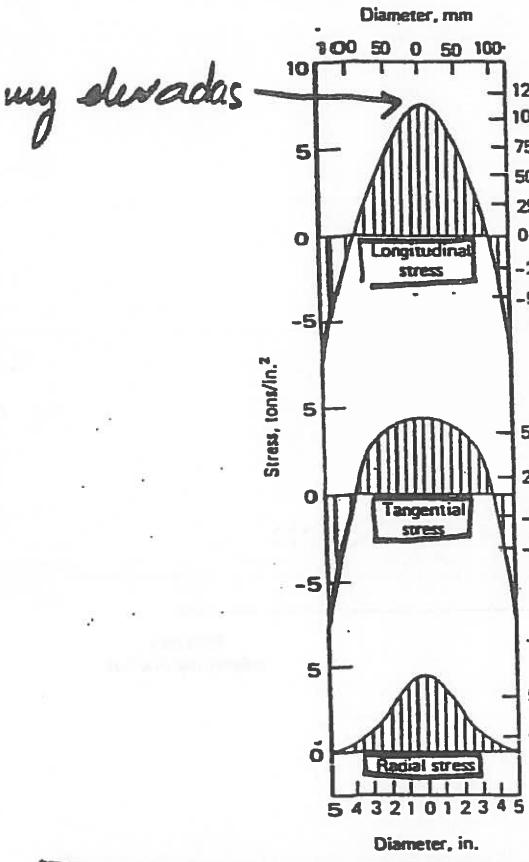


Fig. 31. Residual stress diagram for 2014 alloy quenched in cold water from 500 °C (935 °F).

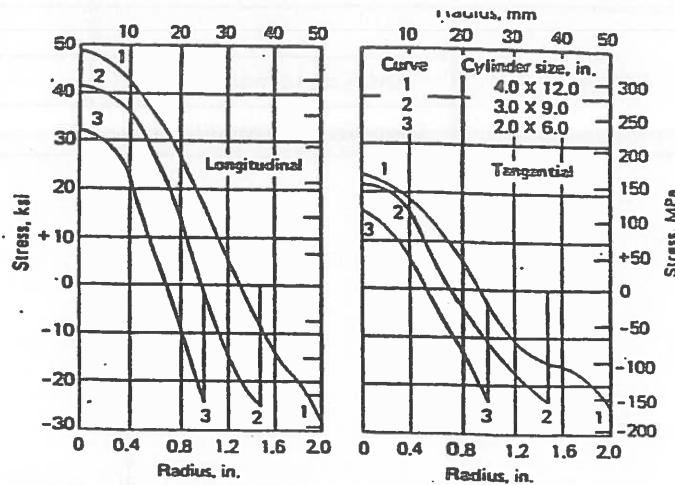


Fig. 34. Effect of section size on residual stresses in 2014 alloy cylinders quenched from 505 °C (940 °F) in water at 20 °C (70 °F).

anillo exterior de compresión.
superficie: nulas ; máximas en el centro

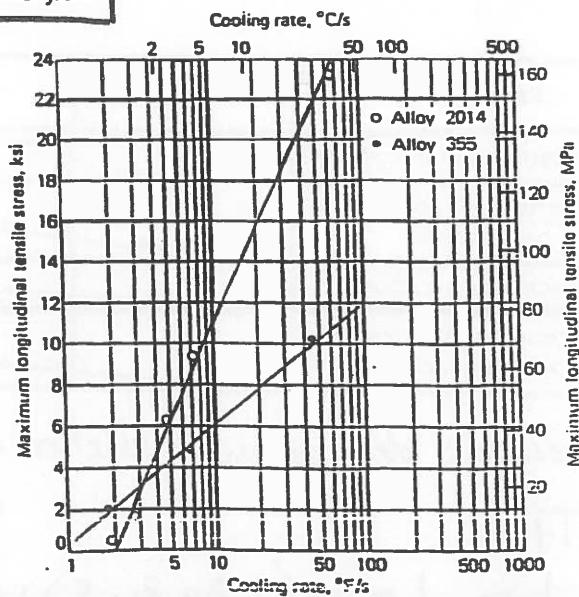


Fig. 33. Effect of quenching rate on residual stresses in 2014 and 355 alloy cylinders of 76 by 229 mm (3 by 9 in.) quenched from 500 °C (935 °F) and 525 °C (980 °F), respectively.

Tensiones residuales tras la solución

En el enfriamiento rápido del tratamiento de solución, aparecen tensiones internas en las piezas, no por transformaciones, que no existen, pero si por los gradientes de temperatura:

- de compresión en el exterior
- de tracción en el interior

La magnitud de esas tensiones depende de la sección de la pieza tratada, temperatura y velocidad de enfriamiento. En principio, unos esfuerzos superficiales de compresión podrían ser favorables, como ocurren en los aceros. El problema es que la mayoría de las piezas que se hace de estas aleaciones se mecanizan, de forma que las tensiones internas han de reorganizarse para mantener un estado térmico estable y se produce una distorsión, deforrmación, de la pieza, que queda irreversible.

Para tratar de contrarrestarlas, lo que se hace es aplicar una pequeña deforrmación plástica tras el tratamiento de solución y antes de la maduración, fraccionando la plancha (lo que sea) hasta que se supera un pequeño % del límite elástico. Generalmente se emplean cargas de tracción, aunque en algunas ocasiones se hace por compresión o con una mezcla de ambos.

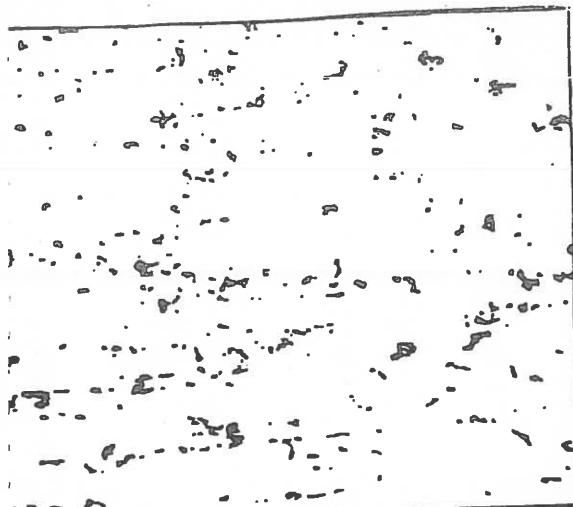
- Aparición de variantes en los tratamientos térmicos:
- Tx 51: para placas y redondos laminados → tracción controlada por deformación permanente entre 1 y 3% sin endurecimiento posterior.
- Tx 510: barras, tubos y perfiles extruidos → tracción controlada similar a la anterior sin endurecimiento posterior.
- Tx 52: deformación plástica del 1 al 5% obtenida por esfuerzos de compresión
- Tx 54: eliminación de tensiones por combinación de tracción y compresión, en piezas matizadas por controlamiento en frío en la matriz de acabado.

⇒ relajo tensiones por tracción — añado 51
 por compresión — añado 52
 por mezcla — añado 54

Ejemplo: $\overbrace{T \quad T}^{T73\ 51}$

$\left. \begin{array}{l} \text{T: tratamiento térmico de endurecimiento estructural} \\ \text{T73: sobremaduración completa} \\ \text{51: eliminación de tensiones por esfuerzos de tracción.} \end{array} \right\}$

* Si no aparece esta terminación (51, 52, ...) no están relajadas las tensiones de la pieza, mucho ojo!



x 100



estado W

solución (sin modif.) x 500



recocido

estado O

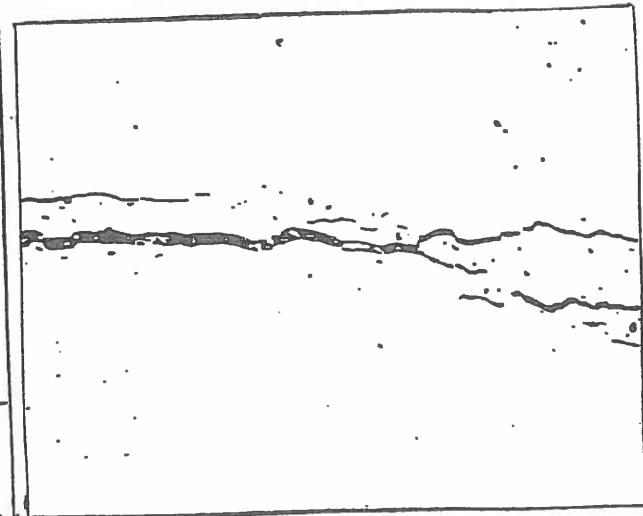
x 500



x 500

"quemado"

x 500



comienza a fundir en
los bordes de grano.

