UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
CAMPUS DE SÃO CARLOS
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

TRATAMENTO TÉRMICO

Prof. Dr. Waldir Gárlipp

PUBLICAÇÃO N.º 181

1 9 7 3

TRATAMENTO TÉRMICO DAS LIGAS METÁLICAS

INTRODUÇÃO

OBJETIVO: Modificação de propriedades do material por meio de:

1º) Variação das dimensões, formas e sua distribuição (morfologia);

2º) Proporção das fases presentes;

3º) Modificação da concentração e distribuição dos defeitos.

Maioria se relaciona com o aprimoramento de propriedades mecânicas.

Outras melhorias seriam das propriedades, elétricas, magnéticas ou diminuir a ação do meio corrosivo.

Também na maioria a composição química permanece. Quando não temos os processos de carbetação, nitretação, cianetação e boretação, principalmente aumento de resistência à usura na superfície.

Tudo, portanto, ligado à mudança estrutural.

Examinemos:

a) Efeito da microestrutura sôbre as propriedades;

b) Diagrama de equilíbrio da liga que indica o tipo de reação sólida em questão;

c) A cinética das reações do estado sólido.

INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA SÔBRE AS PROPRIEDADES

Propriedades mecânicas:

a) dutilidade;

b) resistência mecânica: (I) - tensão de escoamento, II) - ten-

são de ruptura.

As discordâncias (deslocações) existentes no metal se agrupam, de modo a se situarem em tôrno das linhas de discordância.

Uma deformação plástica corresponde ao movimento das discordâncias sôbre os planos cristalinos.

A resistência à deformação corresponde à reação oposta pelas discordâncias em se aproximarem.

A concentração de discordâncias e como vimos em tôrno de linhas de discordâncias, tendendo adquirir uma energia mínima, causa no interior do cristal metálico, regiões de tensões (internas).

O caminhamento das linhas de discordância em função de tensões externas aplicadas ao cristal depende das condições de estrutura e de fases dispersas em seu seio.

Efeitos dados pela matriz

1) Deformação plástica - Supondo um cristal de metal puro, com a aplicação de tensões externas, o movimento das discordâncias existentes é fácil. Assim, o cristal se deforma fàcilmente. Entretanto, para deformação crescente há criação de novas discordâncias que vão dificultando novas deformações. Chegamos, assim, a uma concentração de discordâncias moventes que se interagem com as regiões de tensão interna.

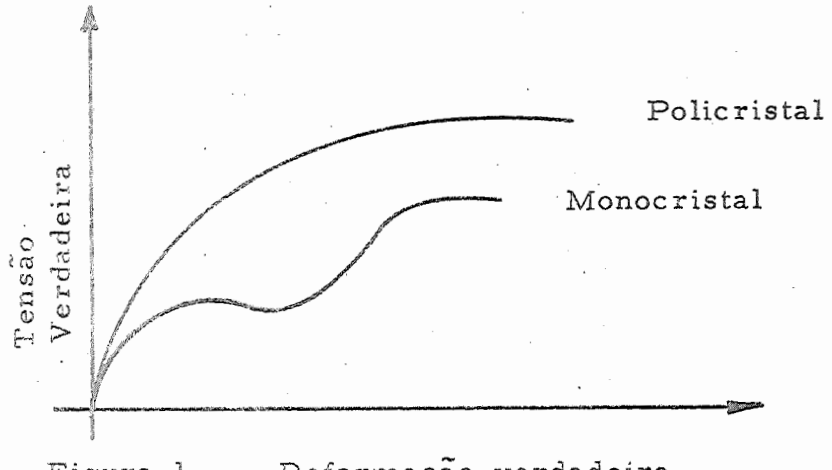


Figura 1 - Deformação verdadeira

Na fig. 1 vemos que o contôrno de grão do policristal impede o livre escorregamento das discordâncias existentes criadas num intervalo apreciável de deformação.

2) Elementos em solução

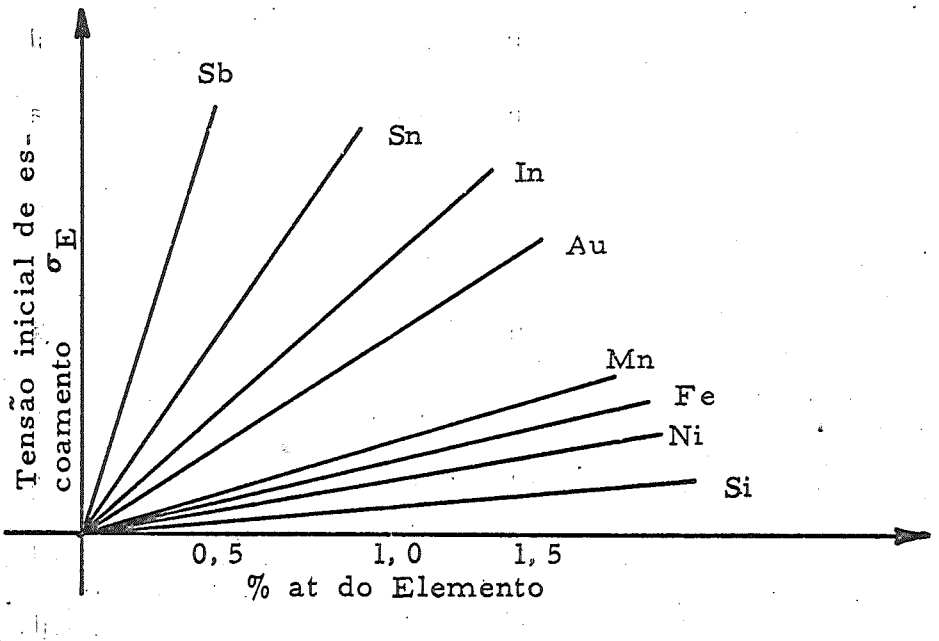
Átomos soluto, não possuem em geral mesmo diâmetro que o dos átomos solventes. Criam-se, assim tensões elásticas localizadas em maior ou menor intensidade, conforme a concentração dos solutos.

Essas tensões se interagem com o movimento das discordâncias, dificultando-o.

Os átomos intersticiais causam maior ação que os substitucionais, produzindo maior resistência às peças metálicas. Por sua vez ela cresce com a porcentagem para ambos os casos.

Tensão inicial de escoamento σE

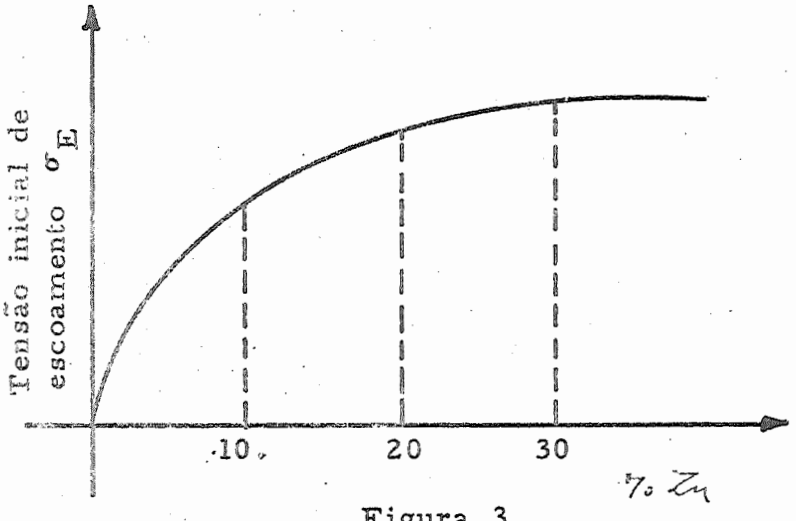
Figura 2



Cu (300°K)

Monocristal
$\sigma E = KC$
K = constante
C = concentração.

Para um aumento de concentração já não é tão efetiva. (Fig. 3)



Cu (300° K) ,

Monocristal

Figura 3

Daí se dizer que a tensão de escoamento cresce, em relação à raiz quadrada de concentração.

$$\sigma_E = K \, C^{\frac{1}{2}} \qquad \text{(engloba o caso anterior)}$$

PEQUENA E GRANDE CONCENTRAÇÃO DOS ÁTOMOS SOLUTOS

Pequena concentração - distribuição ao acaso;

Maiores concentrações - Ordem de curto alcance - A ⟷ B
ou
Agrupamentos - B ⟷ B

O segundo item acima registra dois casos: o primeiro, quando átomos do metal soluto têm preferência pelos átomos do metal solvente, dando uma estrutura ordenada. O segundo, quando átomos solutos preferem átomos solutos, dando agrupamentos.

A tendência é atingir, em ambos os casos, uma menor energia li-

vre de GIBBS.

Daí o movimento de discordâncias, através de um conjunto de agrupamentos, exigir maior tensão que no caso comum.

O grau de ordem depende da difusão em pequena distância. Logo, o tratamento térmico influi muito na maior ou menor facilidade de movimentação das discordâncias. Os agrupamentos se formam por meio de flutuação termodinâmica localizada e dependem da energia de ligação entre os átomos soluto ser maior que outras energias de ligação.

Há também um limite para porcentagem do soluto.

Se ultrapassado é possível atingi-lo por meio de uma precipitação de outra fase.

Em algumas ligas acontece mesmo a formação de locais com átomos soluto e solvente com ordem de longo alcance, a temperaturas baixas.

São susceptíveis ao tratamento térmico.

3) Tamanho de grão

A resistência de um policristal é bem maior que a do monocristal equivalente. Sabemos ser por causa do contôrno de grão, que é região de tensões elásticas, servindo como barreira. O crescimento do número de grãos (diminuição do tamanho dos grãos) aumenta esta tensão.

Achou-se que, como mostra a figura 4, para d muito grande, a tendência é tornar $\sigma_{E,I} = \sigma_I + k\, d^{-\frac{1}{2}}$

$\sigma_{E,I}$ Tensão escoamento inicial total ?

σ_I - Tensão escoamento inicial

k - Constante

d - Diâmetro médio dos grãos cristalinos

ξ_i - Porcentagem de deformação.

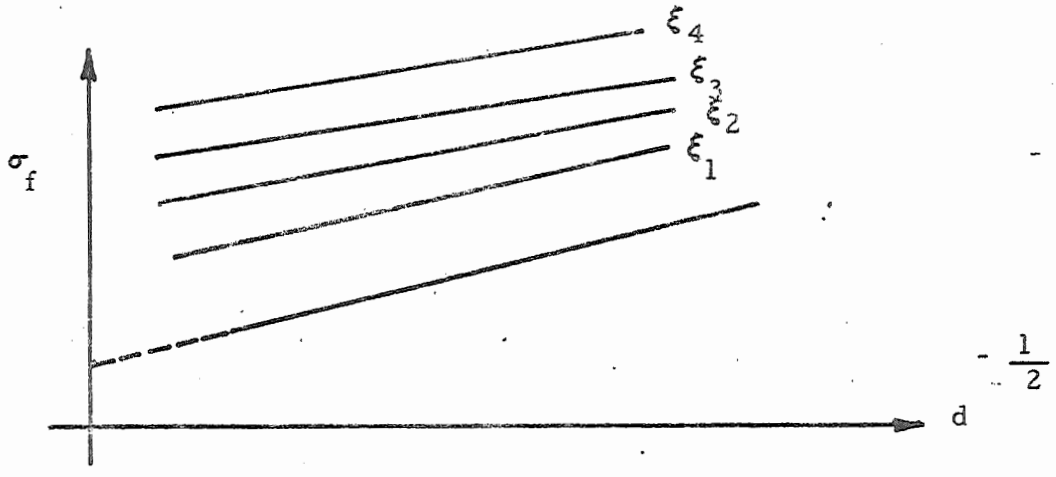


Figura 4

Para ξ_i crescente influi o tamanho de grão. Verifica-se também no caso dos metais de estrutura cúbica de corpo centrado que os elementos de liga em percentagem crescente influem na sensibilidade de $\sigma_{E,I}$ em relação a d. Mas, o ferro alfa (ccç) não apresenta esta particularidade, porém é influenciado.

EFEITO DEVIDO A UMA FASE DISPERSA

O precipitado afeta bem a resistência. Depende se é coerente ou não. Figura 5.

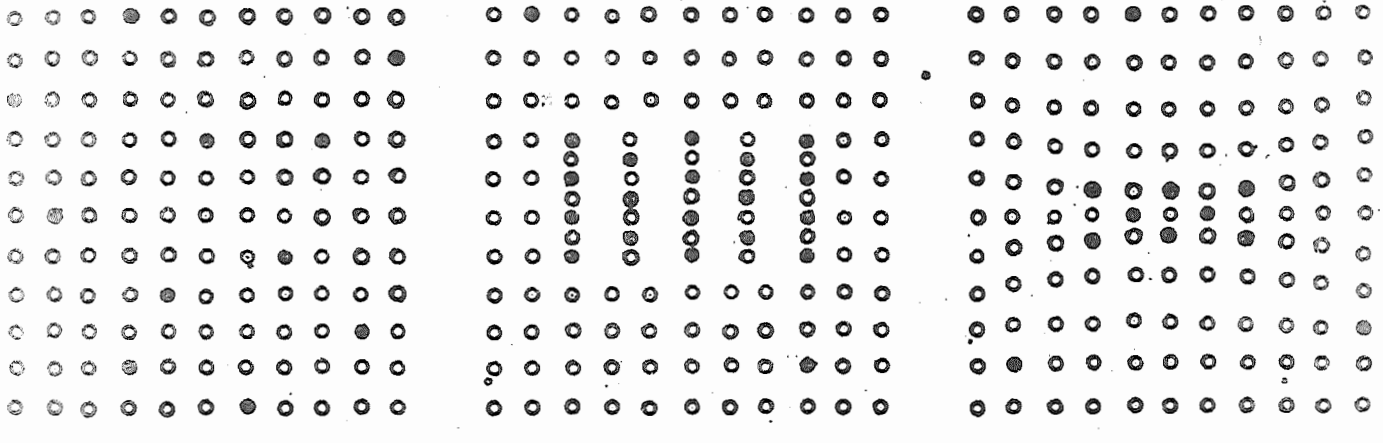


Figura 5

Coerentes - Discordâncias atraem o precipitado com facilidade. Mas, quando há diferença de diâmetro entre os íons há a formação de locais com maior tensão, tensão de coerência. Dizemos que êstes interagem com os campos de tensão das discordâncias. Daí a dificuldade de atração ser maior.

A energia necessária para produzir o campo de tensão deve ser mínima. Como ela cresce com o tamanho do precipitado, logo os precipitados coerentes se limitam a pequenas dimensões. Num movimento as discordâncias passam com certa facilidade.

Incoerente - Há a formação de um contôrno bem definido. Pouca tensão local é formada. Discordâncias passam com dificuldade. Formam em tôrno de cada precipitado um anel, (lbop), como veremos na figura 6 .

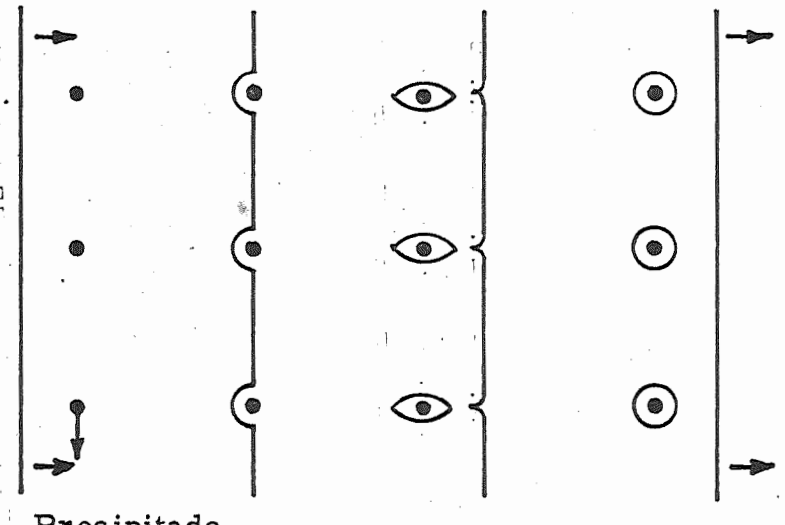


Figura 6

Verifica-se que a resistência ao deslocamento da linha de discor-

dância é inversamente proporcional ao espaço entre os precipitados. Logo, é desejável ter precipitados próximos. Figura 7 .

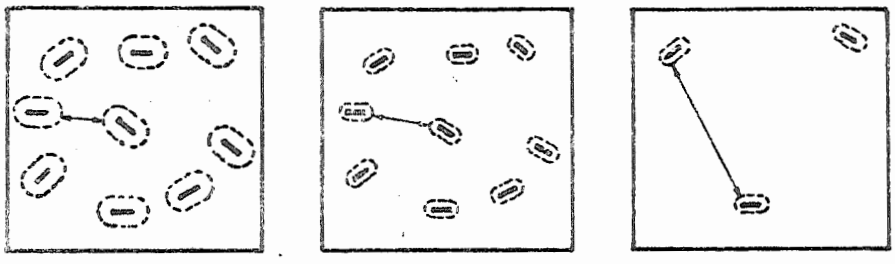


Figura 7

Dispersão numa matriz endurecida dá maior resistência que a dispersão em metais com poucos átomos soluto. Por outro lado, a dispersão em grãos pequenos da matriz dá maior resistência que em grãos grosseiros.

Quanto à dutilidade geralmente varia inversamente com a resistência. Entretanto, com grãos pequenos não se dá (aumentam os dois).

CONDIÇÕES DE EQUILÍBRIO

Considerando o diagrama de equilíbrio com as variáveis (T, C) onde a energia mínima de GIBBS prevalece, para a variação de estado sólido, classificados alguns tipos de diagramas.

1º tipo

(Não tratáveis só termicamente. Endurecem por deformação e tratamento. O tipo a' (último diagrama) é de variação alotrópica).

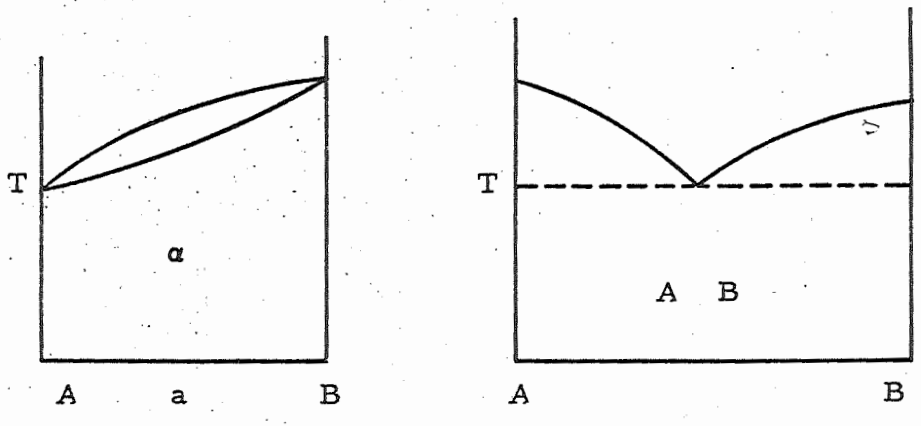


Figura 8

2º tipo

(Há possibilidade de solubilização e precipitação. Altera estrutura e propriedade.)

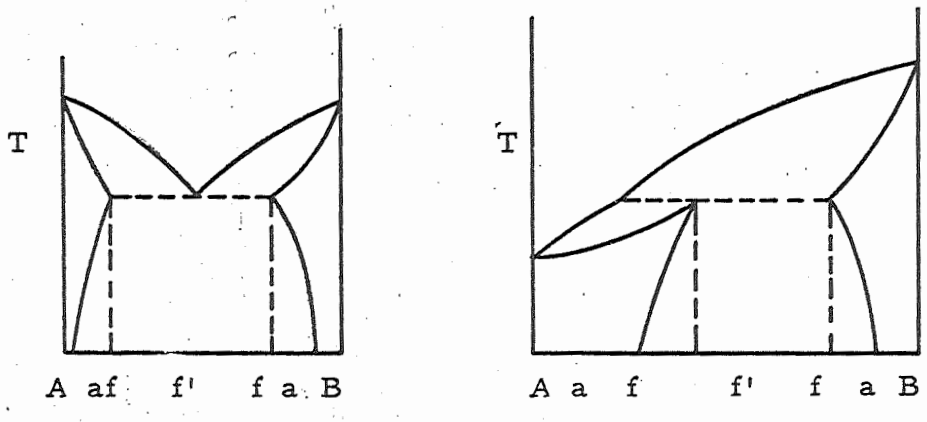


Figura 9

3º tipo

(Mudam de estrutura desordenada (alta temperatura) para ordenada(baixa temperatura). Esfriamento rápido a partir da estrutura desordenada endurece a liga.

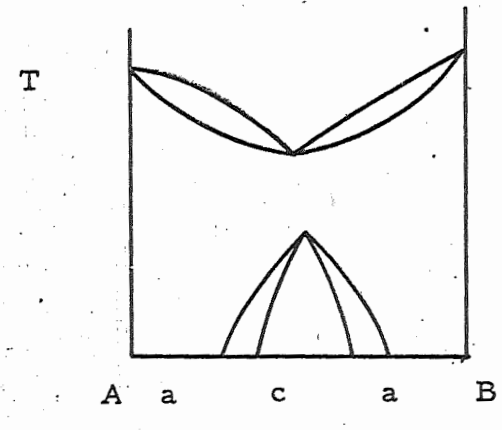
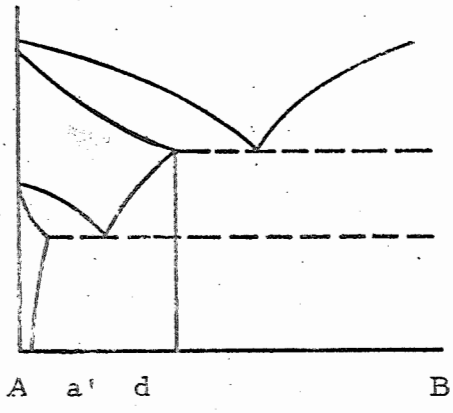
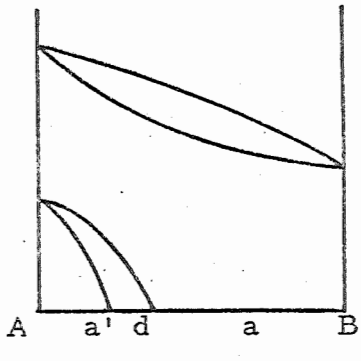


Figura 10

4º tipo





(Transformação de uma fase de alta temperatura em duas a baixa temperatura).

Figura 11

São casos importantes para o tratamento das regiões f, c, d.

Acontece em esfriamentos rápidos manter uma estrutura meta-estável ou supersaturada. No caso da região d é possível uma transformação isotérmica em outras estruturas.

CINÉTICA DE TRANSFORMAÇÃO

De modo geral, as transformações se dão por nucleação e crescimento, exigindo movimento dos átomos a distâncias grandes (comparadas com o parâmetro da rêde).

Logo, o fenômeno da difusão sólida é importante nessas transformações.

DIFUSÃO - A existência das lacunas (vacâncias) nos cristais sólidos permite a difusão dos átomos nas ligas substitucionais. Caso mais difícil a alta temperatura é por intersticial (no caso das substitucionais ainda).

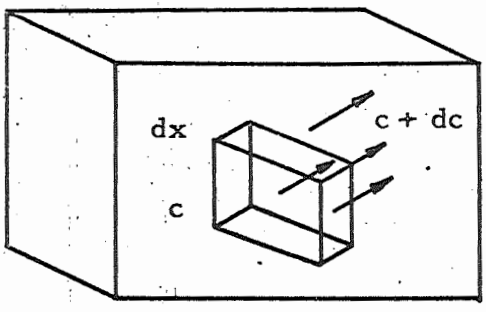
O movimento decorre segundo o gradiente da concentração.

No caso mede-se a quantidade de átomos que passa por segundo, por área unitária em ângulo reto. Diz-se que é proporcional ao gradiente de C.

Duas leis governam o fenômeno da difusão.

1a. LEI DE FICK

$$J = -D \frac{dc}{dx} \quad D = \text{Coef. difusão}$$



$$J = \frac{m}{A.t}$$

- m - massa do metal em difusão.
- A - área atravessada.
- t - tempo.

Figura 12

2a. LEI DE FICK

$$\frac{dc}{dt} = \frac{d}{dx}\left(D\frac{dc}{dx}\right)$$

Para um sólido semi-infinito (evita a influência da superfície) pode-se mostrar que para D = K a mudança de composição esta ligada a

$$\frac{x}{\sqrt{DT}}$$

Em particular acha-se que para o sólido semi-infinito um ponto qualquer atinge uma concentração média entre a concentração inicial e final, quando

$$\frac{x}{\sqrt{Dt}} = 1$$

Dá portanto:

$$t = \frac{x^2}{D}$$

Por aqui se pode verificar que a composição se altera por meio de

difusão, mesmo se D não é bem constante nem o sólido é semi-infinito.

Entretanto, numa liga binária há dois coeficientes de difusão chamados intrínsecos. O coeficiente D se liga aos dois por meio da expressão:

$$D = D_A N_B + D_B N_A$$

D_A e D_B - coeficientes de auto-difusão dos átomos do metal A e do metal B.

N_A e N_B - frações atômicas com que entram na composição.

D - também é conhecido por coeficiente de difusão química.

Difusão realmente é mais controlada pelo gradiente do potencial químico.

É possível acontecer difusão contra a maior concentração por causa dêste gradiente de potencial químico.

Sabemos também que $D = D_o e^{-\frac{Q}{RT}}$

Q - energia de ativação

R - constante dos gases

T - temperatura em ^oK

D_o - coeficiente de difusão independente de T.

Q varia, conforme o caso, entre 20.000 a 60.000 calorias.

NUCLEAÇÃO - se dá porque é mais baixa a energia livre para duas fases, em vez de uma. Temos que levar em conta a formação inicial dos agrupamentos que dependem do fenômeno da flutuação.

A criação do núcleo exige uma energia de contôrno de grão e que acarreta também tensões superficiais.

Logo, para energia livre:

$$\Delta F_p = a^3 \frac{\Delta F}{N} + 6\, a^2 \delta + a^3 \xi \qquad \text{(cúbico);}$$

$$\Delta F_p = \frac{4}{3} \pi a^3 \frac{\Delta F}{N} 4\pi a^2 \delta + \frac{4}{3} \pi a^3 \xi \qquad \text{(esférico)}$$

Ou para:

$$\frac{\delta \Delta F}{\delta a} = 0 \text{ resultam}$$

$$a_o = \frac{4N\delta}{-\Delta F - N\xi} \qquad \text{cúbico}$$

$$a_o = \frac{Q\,N}{-\Delta F \quad -N\xi} \qquad \text{esférico}$$

que são os valores críticos para a formação dos núcleos.

ΔF - Variação de energia livre por átoma grama, sofrida pela liga com a precipitação;

N - número de Avogadro

δ - energia intefacial por átomo

ξ - energia de deformação por átomo do precipitado; independente das dimensões das partículas.

a - dimensão dos núcleos.

ΔF_p - Variação de energia livre do precipitado

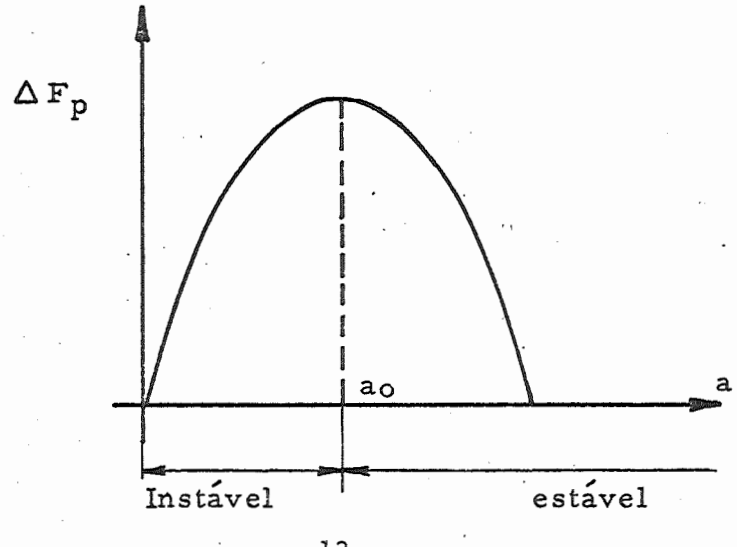


Figura 13

VELOCIDADE DE NUCLEAÇÃO - Existe um tempo que leva para produzir núcleos com o tamanho crítico denominado de TEMPO DE RELAXAÇÃO, em muitos casos com o símbolo τ.

São medidos os grãos formados nas diferentes temperaturas.

Os núcleos crescem no interior dos grãos ou no interior. São crescimentos homogêneos ou heterogêneos.

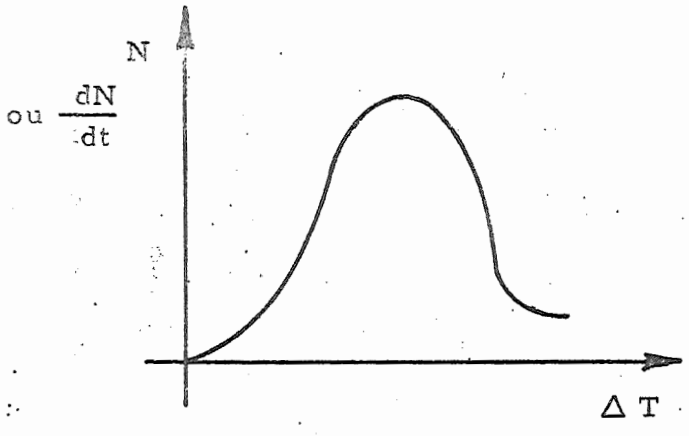


Figura 14

É a relação com a variação de T.

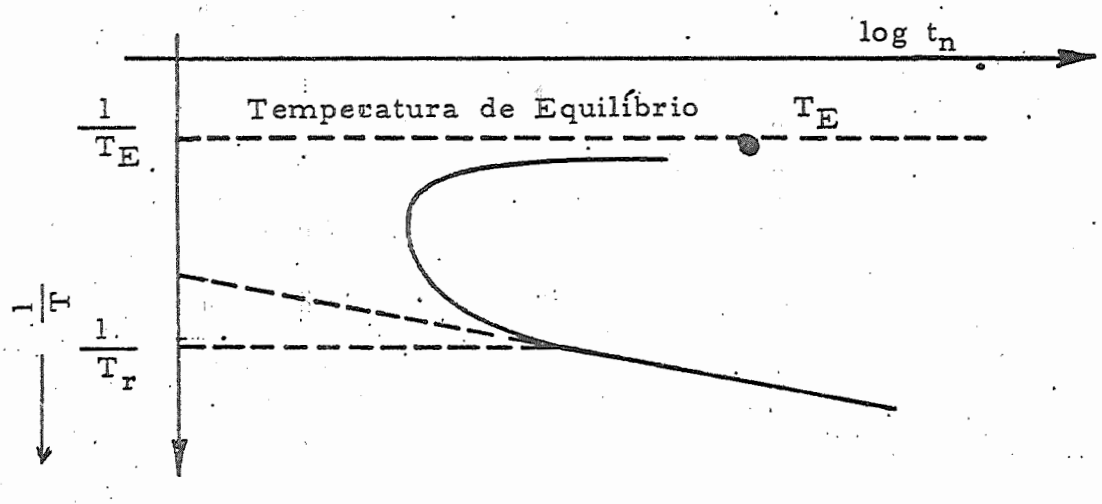


Figura 15

T_r - Temperatura de retardamento

t_n - Tempo para formar certo número de núcleos.

Esta última curva é muito importante para o estudo das transformações isotérmicas.

Pode acontecer formar núcleos logo após o esfriamento rápido de uma liga (aço, ligas de alumínio, cobre, etc.). É a nucleação atérmica.

MEDIDA DE VELOCIDADE DE NUCLEAÇÃO

Observação micrográfica: Em tempos diferentes conta-se o número N de núcleos na superfície que depois é reduzido ao volume, a determinada temperatura.

Crescimento: a) por difusão;

b) por distorção da rêde.

a) A nucleação estabelece aumento local de concentração; ora, isto em relação aos locais vizinhos, estabelece um gradiente de concentração

$$\frac{dc}{dx} = c'(x) = f(x)$$

Isto controla a difusão ou a velocidade de crescimento que se dá em seguida:

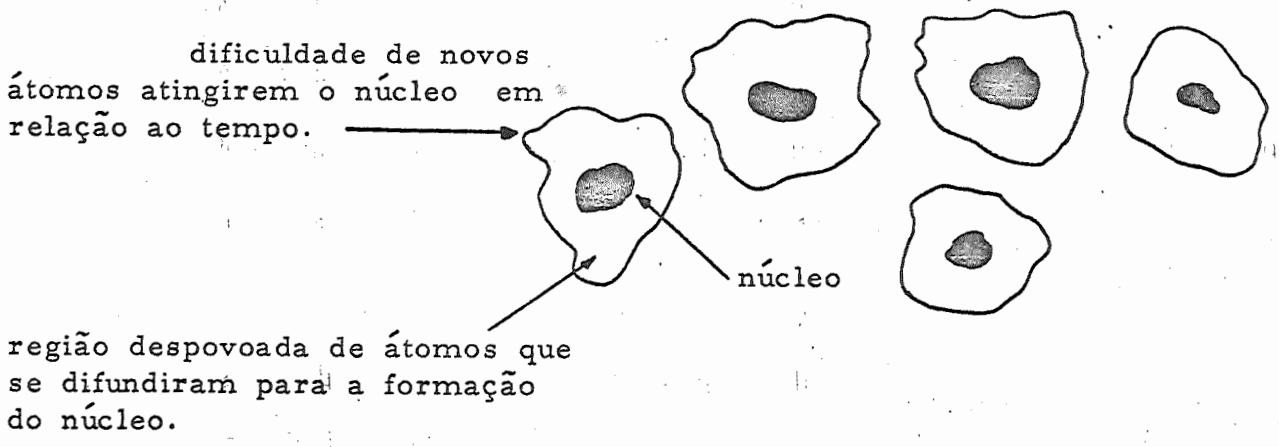


Figura 16

Considerando a existência de discordâncias o problema se complica.

De fato há tendência de caminhamento dos átomos para as discordâncias para diminuir a energia existente.

O alívio de tensões internas age, como fator negativo, e o fenômeno se denomina de contradifusão.

Existem outros fatôres - por exemplo - o efeito de arraste - (drag effect) em que o fator preponderante é o contôrno de grão que age como um elemento de sucção dos átomos (figura 17)

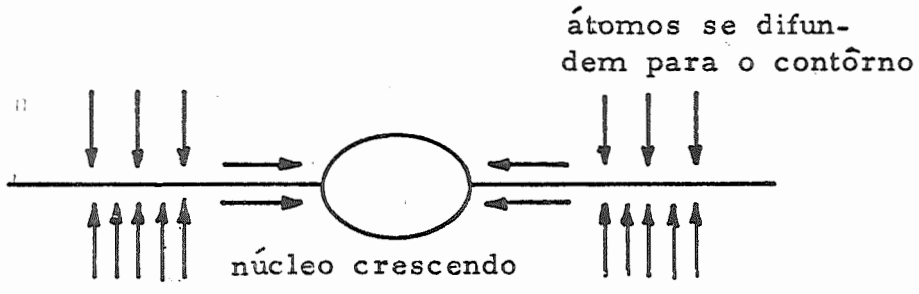


Figura 17

Os núcleos são denominados neste caso de alotriomorfos.

Com o aumento de T, $\frac{dc}{dx}$ cae, D aumenta e G é proporcional ao produto D $\frac{dc}{dx}$. Talvez a agitação atômica faça diminuir.

G se mede pelo crescimento do diâmetro do maior grão em função do tempo e da temperatura (Figura 18)

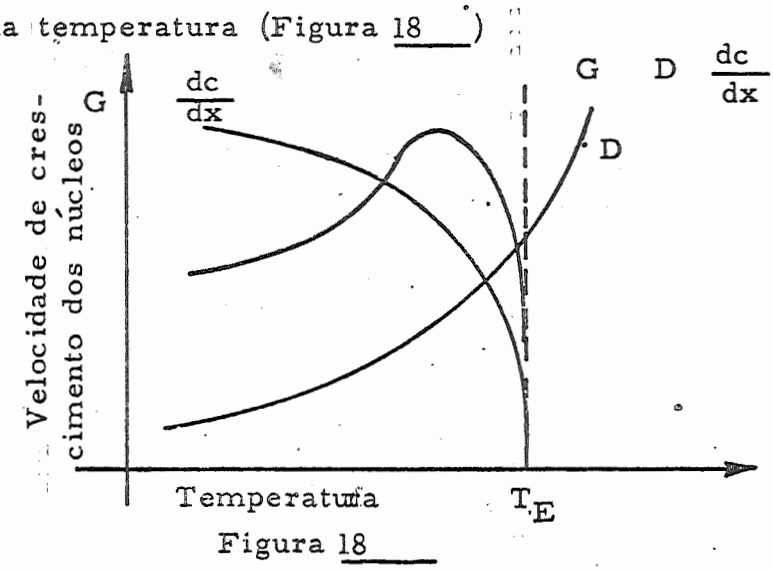


Figura 18

O crescimento por difusão para a interface se dá pelo átomo mais lento.

Se são partículas isoladas crescendo em sólido semi-infinito, o crescimento isotérmico é proporcional a $\sqrt{t}$.

A perlita, entretanto, tem seu crescimento controlado pela distância interlamelar.

b) Mecanismo da distorção

É o que ocorre no caso d (transformação martensítica), quando o esfriamento é rápido.

Crescimento se dá por um movimento da interface coerente ou semi-coerente.

As fases mãe e filha não têm composição distinta. É a transformação sem difusão.

A velocidade da interface é próxima da velocidade do som no sólido.

A energia de ativação é mínima.

Átomos se movem por coooperação para posições da rede da fase nova mais estável.

Há uma espécie de energia de deformação partindo de movimentos cooperativos dos átomos. Os vizinhos são arrastados juntos.

Há uma mudança de volume da nova fase que, por sua vez, produz uma dobra na superfície livre da liga o que permite a observação do crescimento; esta mudança de volume traz deformação que impede a seqüência do movimento.

Há duas temperaturas M_s e M_f conhecidas internacionalmente. M_s é a temperatura de início de deformação da martensita. M_f é a temperatura final de formação ou transformação completa.

Tipos de tratamento térmico:

Estudaremos os principais fatôres que dão as possíveis mudanças estruturais em certas ligas, e como se relacionam essas mudanças com as propriedades.

Precisamos dividir em diversos tipos de ligas para entender melhor êstes fatôres.

Ligas com nenhuma reação de estado sólido:

A partir do estado bruto de fusão são ligas que necessitam um tratamento isotérmico a alta temperatura no sentido de, por meio de difusão, colocar os átomos nas posições de mais baixa energia. Neste caso o grão cristalino tende a crescer muito (estrutura grosseira) e portanto diminuir a resistência mecânica. Há a vantagem de se tornar material mais dútil o que pode ser interessante para a laminação.

Entretanto, para aumentar a resistência mecânica exigem estas ligas um misto de deformação e tratamento térmico para definar o grão e concentrar as discordâncias.

As etapas sucessivas exigidas para aumento de resistência à deformação mecânica são:

a) trabalho a quente, acima da temperatura de recristalização;

b) temperatura final conveniente para dar granulação fina;

Se são ligas com pouca dutilidade à temperatura elevada, mas são dúteis à temperatura ambiente, segue-se outro processo:

a) trabalho a frio;

b) recozido para permitir recristalização, mas sem que ocorra crescimento dos grãos.

A dutilidade aqui pode até ser melhorada mais que no estado bruto

de fusão.

A resistência final à deformação se dá então para os dois casos, por meio de uma deformação a frio, dando o formato final à peça.

Quando é caso de estampagem profunda há o perigo de existir regiões mais encruadas que outras.

Pode-se uniformizar melhor recozendo à baixa temperatura, pelo processo de alívio de tensão.

Exemplos - metais puros comercialmente falando.

COBRE (OFHC): Cobre de alta condutibilidade elétrica, sem oxigênio absorvido.

É fornecido recozido ou encruado com vários graus de deformação a frio.

	σ_R $\frac{Kg^*}{mm^2}$	Alongamento %	Dureza Vickers
Bruto de fusão	16	25	40 - 45
Trabalho a quente ou trabalhado a frio + recozido.	22	55	45
Meio duro (10 a 15% trabalho a frio)	25	40	70 - 90
Duro (30% trabalho a frio)	30	16	100

Para pequena quantidade de impurezas no cobre pode apresentar outra fase (2º tipo classificação diagramas de equilíbrio).

Com 0,04% O_2 forma Cu_2O e com 0,75% Te forma Cu_2Te que são outras fases. Geralmente, após a fundição se localizam nos contôrnos de grão. O material fica então pouco dútil.

O trabalho a quente causa recristalização da matriz e então os

os compostos saem do contôrno de grão.

Assim, o material fica mais dútil e melhor torneável porque facilita o esfarelamento dos cavacos.

Ligas de Cobre:

Latão - O Zn é adicionado ao Cobre desde 2 até 45%.

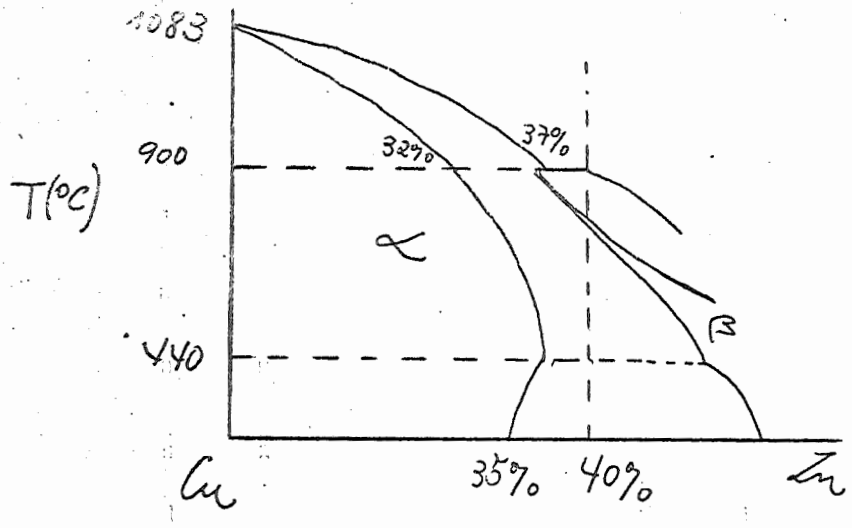


Figura 19

(Pêso em percentagem de Zn)

Possuem os latões alfa propriedades semelhantes ao Cobre.

O latão Muntz (40% Zn) é o mais comum com as fases $\alpha+\beta$.

Costuma-se trabalhá-lo a quente na região β e esfriá-lo para a região $\alpha+\beta$. Provoca-se uma mistura de fases mais finamente divididas que no caso fundido.

Não influi muito na resistência à deformação.

Outros tipos de latão se obtém com adições de outros elementos em pequena percentagem.

Bronzes
- de alumínio (5 a 8% Al)
- de níquel (20 a 30% Ni)
- de níquel "prata" (18% Ni, 17-27% Zn)
- de canhão (5% Sn, 5% Zn)
- pròpriamente dito (1 - 11% Sn)
- fosforoso (1 - 11% Sn, 0,35% P).

Devemos citar ainda as ligas de cobre-berílio, cobre-cromo, que permitem tratamento de solubilização e precipitação.

Ni - Suas ligas com cromo (20% Cr) ou com cromo e Fe (16% Cr, 24% Fe), (14% Cr, 6% , Fe) ou com cobre (30% Cu) são relativamente estáveis.

Ligas que endurecem com a precipitação:

O 2º tipo de classificação dos diagramas de equilíbrio são suscetíveis de precipitação. Consiste em aquecer com composições no trecho f até obter uma fase única.

Esfria-se ràpidamente para se obter, à temperatura ambiente, uma fase metaestável ou supersaturada. Posteriormente, em função do tempo e da adequada temperatura, precipita a fase anteriormente dissolvida.

Já vimos que o precipitado primeiro aparece por nucleação estável que em seguida cresce com o tempo. Também vimos que o núcleo coerente possui baixa energia interfacial e o núcleo incoerente não.

Aparece também uma energia de deformação pela diferença volumétrica entre precipitado e matriz.

Para o núcleo coerente é importante. Não havendo ajustamento com a matriz forma grandes campos de deformação.

Os dois fatôres determinam o formato do núcleo que pode ser esférico ou em plaquetas.

Mais um terceiro fator deve ser considerado que é o local de preferência do precipitado.

Normalmente, tende a se localizar nos contornos de grão (maior densidade de discordâncias) ou em regiões com tensões, principalmente em baixa supersaturação. Com mais elevada supersaturação a precipitação

se dá por todo o volume do grão cristalino.

O precipitado cresce de acôrdo com o que foi dito com relação ao gradiente de concentração ou melhor ao gradiente do potencial químico.

Núcleos, à medida que crescem, esvaziam em seu derredor os átomos necessários ao seu crescimento. É necessário maior tempo para que os átomos mais distantes atinjam o núcleo.

Associando a nucleação com o crescimento, temos a figura 20 .

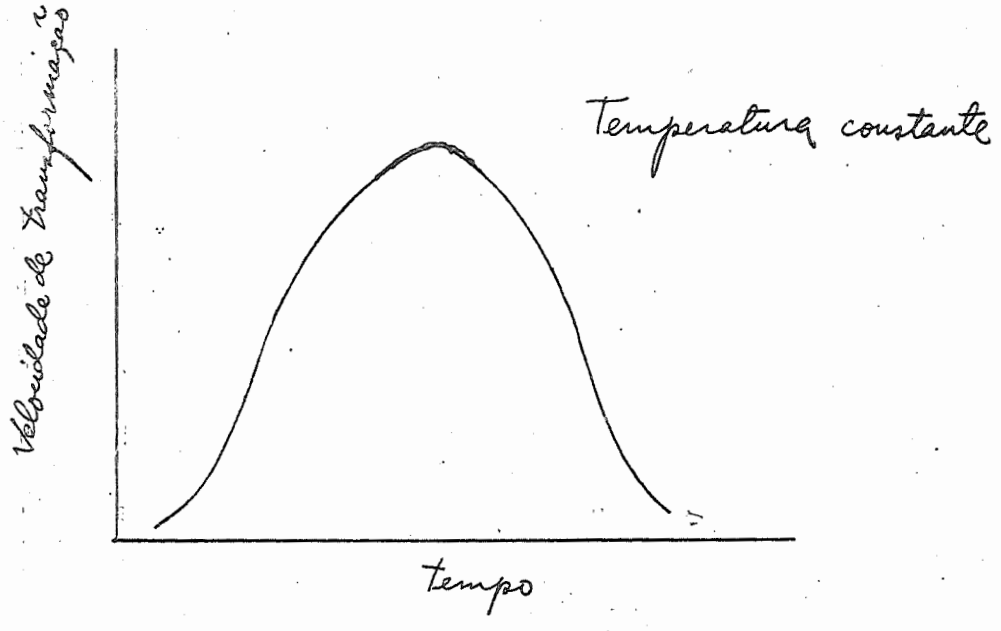


Figura 20

A expressão algébrica é:

$$V = 1 - e^{-\left(\frac{t}{\tau}\right)^m}$$

V - fração transformada;

t - tempo

τ - tempo de relaxação;

m - constante (é igual a 3/2 para nucleação esférica rápida).

As partículas crescidas dos núcleos são possíveis de mudar de forma. (Exemplo de plaquetas a esferas.).

Entretanto, o hábito cristalográfico normalmente impede estas transformações.

Por exemplo, a partir de núcleos incoerentes em forma de plaquetas teremos placas localizadas nas direções de determinados planos cristalinos da matriz.

São os constituintes das figuras de WIDMANSTATTEN.

Para um tratamento isotérmico após o crescimento dos precipitados, há ainda a tendência ao coalescimento dos mesmos. O que comanda êsse fenômeno é a diferença de energia superficial de contôrno entre as partículas pequenas e maiores.

O átomo do metal soluto caminha das proximidades da particula de menor raio para a de maior raio. Há uma sub-saturação em volta dos menores, uma supersaturação em volta das maiores.

Há possibilidade portanto das menores se dissolverem na matriz e as maiores crescerem.

Achou-se que:

$$r_m^3 = kt$$

r_m - raio médio das partículas

k - constante

t - tempo

Quando a orientação cristalina da matriz não é influente, o precipitado em forma de plaqueta pode se esferoidizar, pela difusão dos átomos solutos das regiões de menor raio de curvatura para regiões de maior raio de curvatura.

ALTERAÇÕES NA MATRIZ COM A PRECIPITAÇÃO

Deformações coerentes são estabelecidas ao redor dos precipitados, desde que as tensões associadas com os precipitados superem a tensão de escoamento da matriz. Causa porisso deformação plástica localizada no interior da matriz. Há produção de discordâncias que por sua vez atuam como centro de nucleação de novos precipitados, podendo mesmo acelerar o crescimento dos mesmos (é uma espécie de autocatálise). Pode-se evitar por meio de um tratamento de recuperação.

Se as deformações são elevadas ou se a liga foi prèviamente deformada a frio antes do envelhecimento, também provocam a precipitação nos locais com alta densidade de discordâncias.

No tratamento do envelhecimento pode haver uma recristalização. O precipitado se forma de preferência nas regiões com tensões. Os novos grãos recristalizados têm seus contôrnos em crescimento e que atingem e ultrapassam os precipitados. Aí o átomo soluto se encaminha melhor do nôvo cristal para o precipitado. Logo o precipitado cresce no interior dos grãos (provenientes de recristalização). Êle é incoerente e cresce de maneira lamelar. É denominada de precipitação descontínua.

Etapas do fenômeno de precipitação.

Nem sempre o germe cristalino formado apresenta coerência com a matriz. Entre alguns exemplos de coerência continuada após o crescimento, deve ser citado o da fase γ' em ligas de níquel.

Considerando casos bem estudados, podemos tomar como exemplo a precipitação da fase θ prèviamente solubilizada na liga de Al-Cu (4,5% Cu).

Através das figuras 21 e 22 podemos comprovar o efeito do tempo de envelhecimento a determinadas temperaturas.

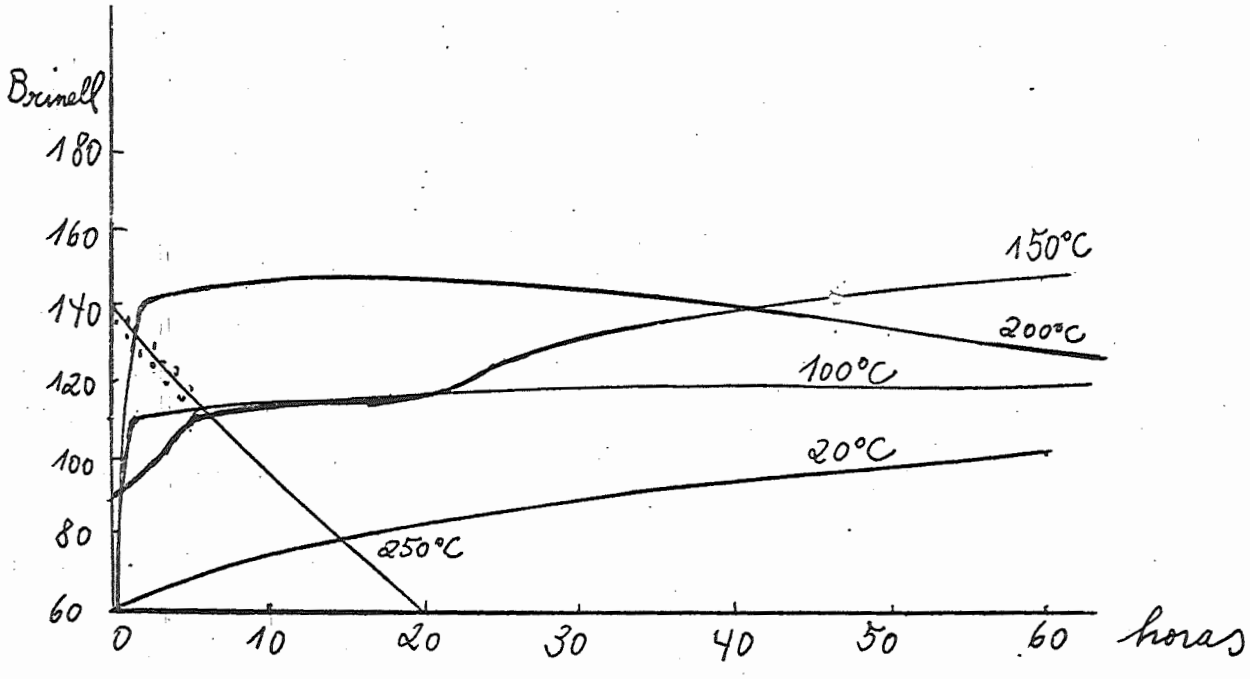


Figura 21

GUINIER e PRESTON baseados num acervo anterior de dados experimentais e discussões teóricas para o melhor entendimento do fenômeno de precipitação da fase θ descobriram por meio do método de LAUE (difração de raios X) quatro etapas:

1a) Formação da 1a. Zona (de Guinier-Preston).

São Coerentes com a matriz, mais rica em átomos de cobre, em forma de discos chatos, com diâmetro de ordem de algumas dezenas de Å e em número de 10^{17} a 10^{18} por centímetro cúbico. Situam-se, de preferência nos planos | 100 | da matriz.

2a) Formação da 2a zona (de Guinier-Preston) - ela provém da transformação da 1a. zona que, ainda coerentemente

passa a possuir uma estrutura tetragonal.

3a) Fase intermédiária θ' produto do crescimento da 2a. zona de Guinier-Preston, com estrutura também tetragonal e semi coerente com a matriz. Não possuindo portanto um contôrno muito deformado como acontece na 2a. zona.

4a) Finalmente se forma o precipitado θ a partir de θ', incoerente com a matriz com o formato de discos localizados nos planos |100|. Pode ser observado ao microscópio ótico.

Esta sequência nem sempre é obedecida e pode mesmo deixar de existir algumas, dependendo da temperatura. Assim, não aparece a 1a. zona e nem a fase θ', ficando uma transformação típica da 2a. zona para a fase θ.

O exemplo figurativo de técnica comum de tratamento de precipitação aparece na figura 22.

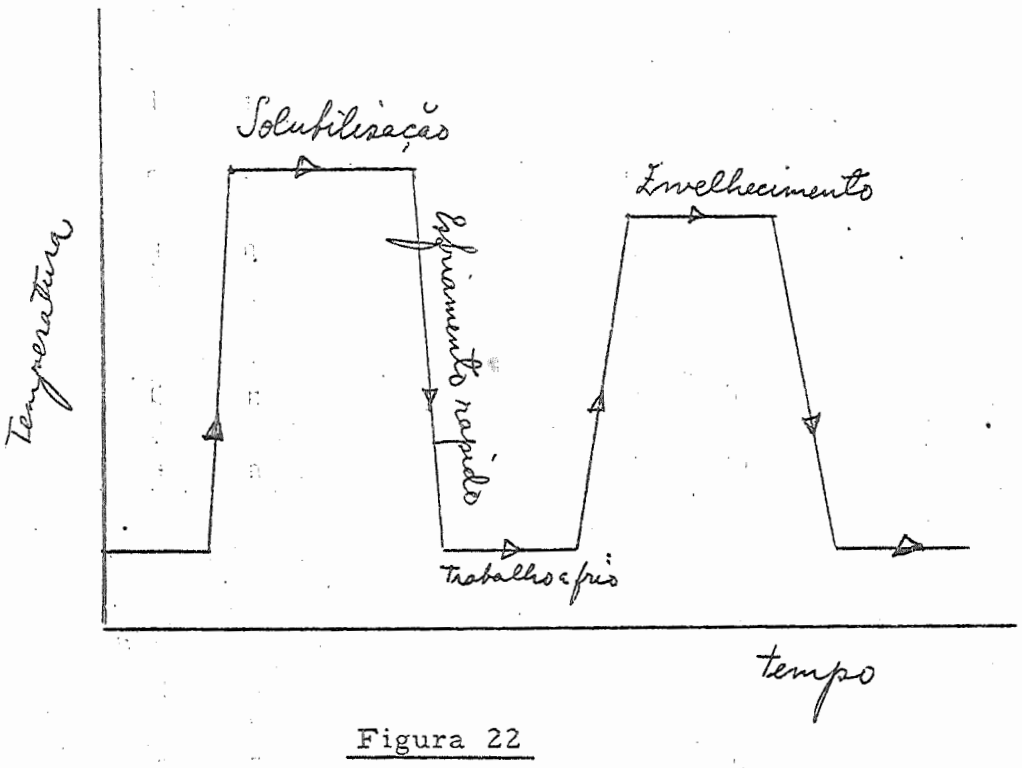


Figura 22

Há necessidade de se evitar muitas vêzes o crescimento dos grãos da matriz. Neste caso, se adicionam elementos retardadores do crescimento. Com isto se pode obter precipitados em matriz com granulação fina.

Pode-se esfriar conforme o caso em temperaturas não tão perigosas quanto à severidade de esfriamento, porque pode causar deformações e rachaduras.

Porém pode ser ràpidamente acompanhado o esfriamento de uma deformação plástica que crie discordâncias e que servem de polos de nucleação dos precipitados. Conseguem-se endurecimentos muito bons neste sentido.

Ligas endurecíveis por envelhecimento e utilizadas na prática.

Cu-Be (1,7 - 1,9% Be) com adição de 0,5% Ni

Pode-se examinar a diferença entre dois tipos de tratamentos nesta liga.

	σ_R $\frac{Kg^*}{mm^2}$	Alongamento %	Dureza Vickres
Solubilizada e esfriada de 800°C ...	52	45	110
Idem, mas envelhecida 2 h a 330°C	120	7	370
Idem, laminada a frio e envelhecida a 330°C durante 1,5 hora.....	140	1	420

Cu-Cr (1% Cr) - Esta percentagem é possível em fase única (solubilização) mais cromo sòmente a 1000°C. O esfriamento rápido evidentemente fornece o cromo que não se transforma e o precipitado cromo

da fase α supersaturada.

Mantém alta condutibilidade elétrica, quando tratada tèrmicamente.

Ligas de Alumínio - Além de Al-Cu temos Al-Mg e Al-Si no caso binário e Al-Mg-Si com precipitado Mg_2Si, liga Al-Zn-Mg que precipita as fases $Al_2Mg_3Zn_3$ e $MgZn_2$

Ligas de Níquel - Ni-Cu (30% Cu) denominada de Monel. Existe o Monel K (29% Cu, 3% Al) e Monel S (30% Cu, 4% Si, 2% Fe).

Ni-Cr com adições de molibdênio e cobalto para endurecimento da solução sólida. Adição de alumínio e tatânio são adicionados para promover o endurecimento por precipitação.

O precipitado γ' é o composto intermetálico Ni_3 (Ti, Al) e forma se diretamente sem fases intermediárias.

Não tem muita diferença seu parâmetro do da matriz. Evita portanto o coalescimento dos precipitados mesmo a altas temperaturas.

Devido à existência de carbetos (Cr_7C_3, $Cr_{23}C_6$ e $Co_{23}C_6$) em pequena quantidade exige duplo envelhecimento o primeiro para distribuir os carbetos e o segundo para distribuir os γ'.

Ligas com tratamento de ordem

Como foi visto no diagrama de equilíbrio do 3º tipo, a solução sólida passa no esfriamento de uma estrutura desordenada para outra ordenada.

Em geral se apresentam principalmente dois tipos: o A_3B e o AB. Na estrutura cfc teremos, conforme a figura 23.

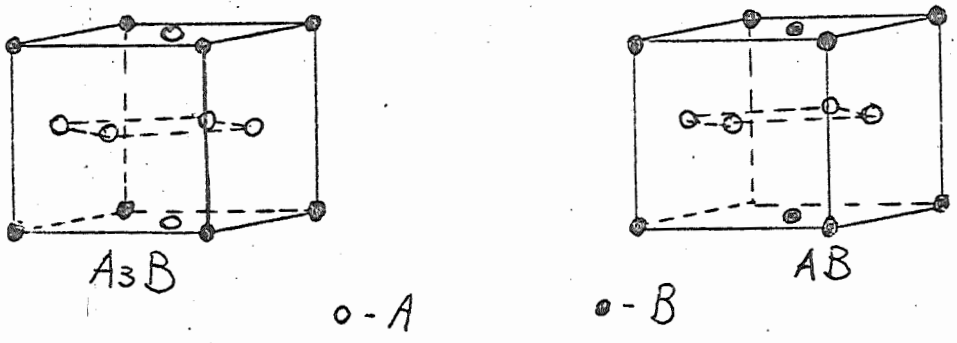


Figura 23

O tipo A_3B tem a mesma estrutura da solução desordenada com parâmetro similar.

O tipo AB por causa da alternância de distribuição dos planos de cada átomo, pode-se transformar em tetragonal no caso de haver diferença entre os diâmetros dos mesmos.

A formação da fase ordenada estabelece uma coerência, grande tensão com a matriz no caso AB e muito pouca, no caso A_3B.

A resistência à deformação é produzida em ambos os casos por um mecanismo secundário.

Para que discordâncias possam se mover através da estrutura ordenada necessitam criar uma desordem e assim aumentariam a energia do sistema. Logo é necessário uma tensão maior externa para o deslocamento das discordâncias, através da estrutura ordenada que da desordenada.

Um esfriamento rápido, a partir do estado desordenado, mantém-no. Um aquecimento suficiente em temperatura e tempo para a ordenação endurece o material, no caso AB (coerência com tensão).

Um tempo prolongado pode diminuir a resistência pelo fato de que

a fase ordenada pode ficar com dimensões tais que, permitem um deslocamento de discordâncias no seu interior.

Assim, por exemplo:

Ouro dental (8% Ag, 7% Pd, 17% Pt, 14% Cu)

	σ_R Kg/mm^2	%Alongamento
Solubilizada e esfriada ràpidamente	80	20
Idem e envelhecida a 350°C, 0,5 hora	130	5

Ligas com transformação alotrópica:

Ferro e titânio são bons representantes no caso. A adição de certos elementos a ambos permite o abaixamento ou a elevação da temperatura de transformação alotrópica.

É possível formar-se uma transformação eutetóide como no caso do Fe com a adição de carbono.

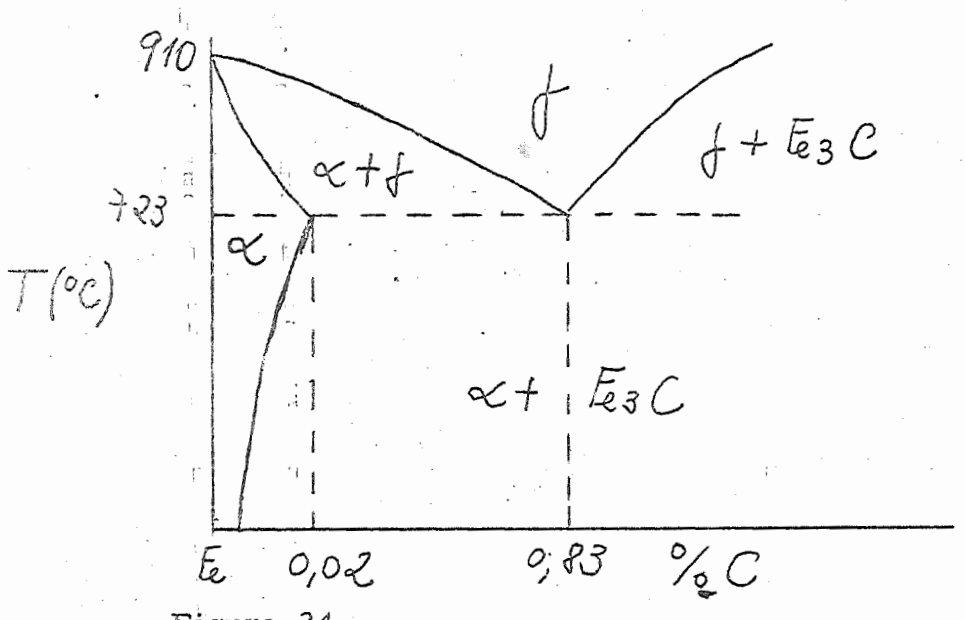


Figura 24

Vemos: a adição de mais de 0,02% C abaixa o ponto de transformação de austenita no ferro puro, que se dá a 910°C, para 723°C.

O que se conhece em geral é baseado no estudo da liga-Ferro-Carbono. As transformações que se dão em outras ligas com reação eutetóide também acompanham o raciocínio que se fêz com o ferro carbono.

Na passagem pela temperatura do eutetóide γ se transforma em $\alpha + Fe_3C$ (Ver Fig. 24). Deparamos com um problema de nucleação e crescimento de duas fases em conjunto.

Devido à demora que existe na migração dos átomos de carbono a nucleação e muito pequeno crescimento se dão em Lâmelas alternadas.

Uma descrição do provável mecanismo é:

Forma-se uma placa de cementita primeiro, sôbre o contôrno do grão de austenita. Em seguida devido à diferença de percentagem de carbono entre os dois a cementita perde na interface carbono para a austenita que existe nos dois lados. Forma-se ferrita nestas regiões que perde carbono.

Devido ao contínuo abaixamento de temperatura novamente se forma cementita na superfície da austenita que por sua vez absorve carbono de cementita, produzindo ferrita.

O fato do carbono caminhar da cementita para a austenita pode ser explicado pelo gradiente do potencial químico que deve crescer no sentido da cementita para a austenita. Forma-se a perlita portanto.

Poucas medidas se conhecem com relação à velocidade de nucleação da perlita mas o que se sabe é que isotèrmicamente cresce com o tempo para depois decrescer talvez devido ao desaparecimento dos sítios apropriados.

Deve estar $\frac{dN}{dt}$ ligado a T conforme a figura 14.

A velocidade de crescimento já é mais fácil determinar isotèrmicamente, e permanece constante até o encontro de limites entre os nódulos crescidos.

Percebe-se, a partir da temperatura de equilíbrio, com o abaixamento da temperatura que G cresce até um máximo para diminuir em seguida.

O espaço interlamelar também varia com a temperatura de acôrdo com $S = \frac{k}{T_c - T}$.

Onde S é o espaço interlamelar e T_c é a temperatura do eutetóide.

A fração transformada está ligada ao tempo pela expressão:

$$f = 1 - e^{-\left(\frac{t}{\tau}\right)^n}$$

onde:
f é a fração transformada;
τ é o tempo de relaxação;
n é uma constante.

Obtendo uma reta num diagrama log ln $\frac{t}{1-f}$ em função de log t, a inclinação da reta dá o valor de η.

JOHNSON E MEHL teòricamente determinam que:

$$f = 1 - \exp\left[-\frac{\pi}{3}\dot{N}\, G^3\, t^4\right]$$

supondo N constante e que a nucleação é ao acaso. G é a veloc. de crescimento

Resultados experimentais dão valores entre 1 e 8, para n.

O teórico prevê n = 4. Logo a suposição não é distante da realidade.

Costuma-se usar a curva TTT isto é (transformação tempo-temperatura).

Curva TTT

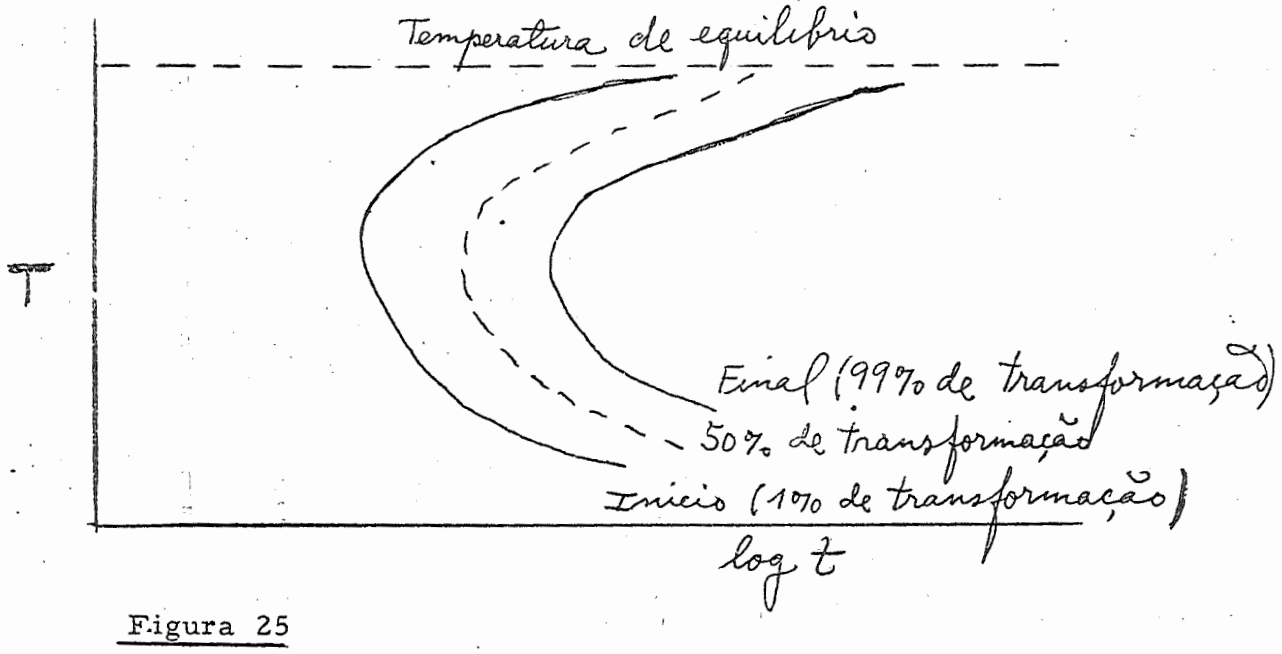


Figura 25

É possível haver transformação eutetóide fora da composição do eutetóide. Consideremos o diagrama com a extrapolação das linhas de separação

$$\frac{\alpha}{\alpha + \gamma}, \quad \text{e} \quad \frac{\gamma}{\gamma + Fe_3C}, \quad \text{conforme a figura 26}$$

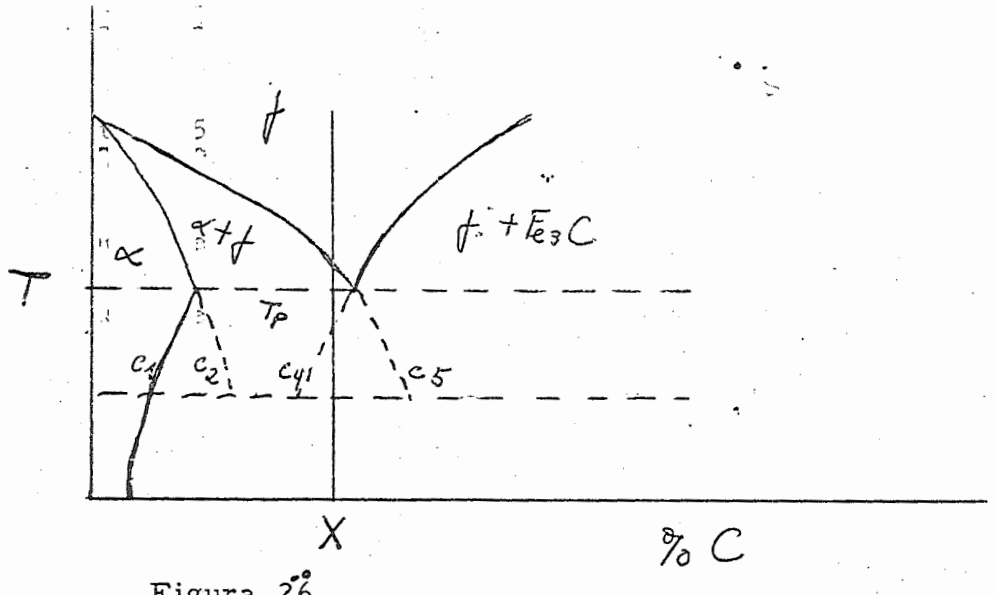


Figura 26

Suponhamos esfriar uma liga de composição X com a rapidez ne-

cessária para que a temperatura de transformação seja atingida antes que a ferrita proeutetóide nucleie, então se a temperatura é abaixo de T_p a cementita pode nuclear diretamente, da austenita dando origem à perlita.

Então o aço com 0,4% pode ser transformado isotèrmicamente e completamente para perlita.

Não se pode ter menor percentagem de carbono porque então T_p se move para mais baixa temperatura e a austenita se decompõe por outro mecanismo, formando a bainita.

A bainita de um certo modo parece uma transformação martensítica. São placas iniciais de ferrita supersaturadas de carbono, sendo o carbono rejeitado nas extremidades das placas em crescimento (alta temperatura) ou entre as placas (baixa temperatura).

A bainita cresce devagar, entretanto, quando comparamos com a martensita.

A curva TTT para a bainita seria a da figura 27.

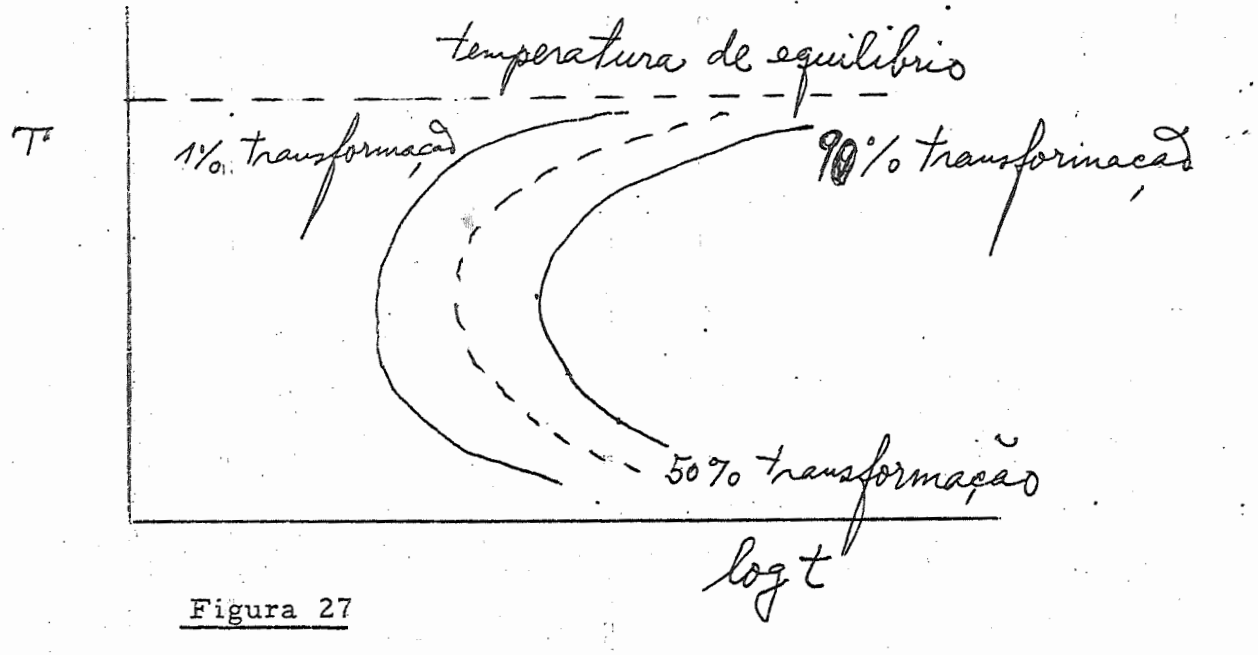


Figura 27

há

No aço carbono comum não definição de regiões para bainita e perlita porque elas se entrelaçam a 500°C.

Para aços liga é possível se dar a nítida separação entre os intervalos de temperatura de transformação.

Esferoidização ou coalescimento

Acontece quando o aço carbono permanece muito tempo nas temperaturas próximas de 723°C.

Isto porque as estruturas provenientes de transformação não estão em equilíbrio (ferrita não está em verdadeiro equilíbrio termodinâmico com Fe_3C) na formação de perlita ou bainita.

Os carbetos tendem a se esferoidizar.

Esfriamento contínuo - Diferentemente do processo isotérmico, a reação perlítica ocorre. (Fig. 28).

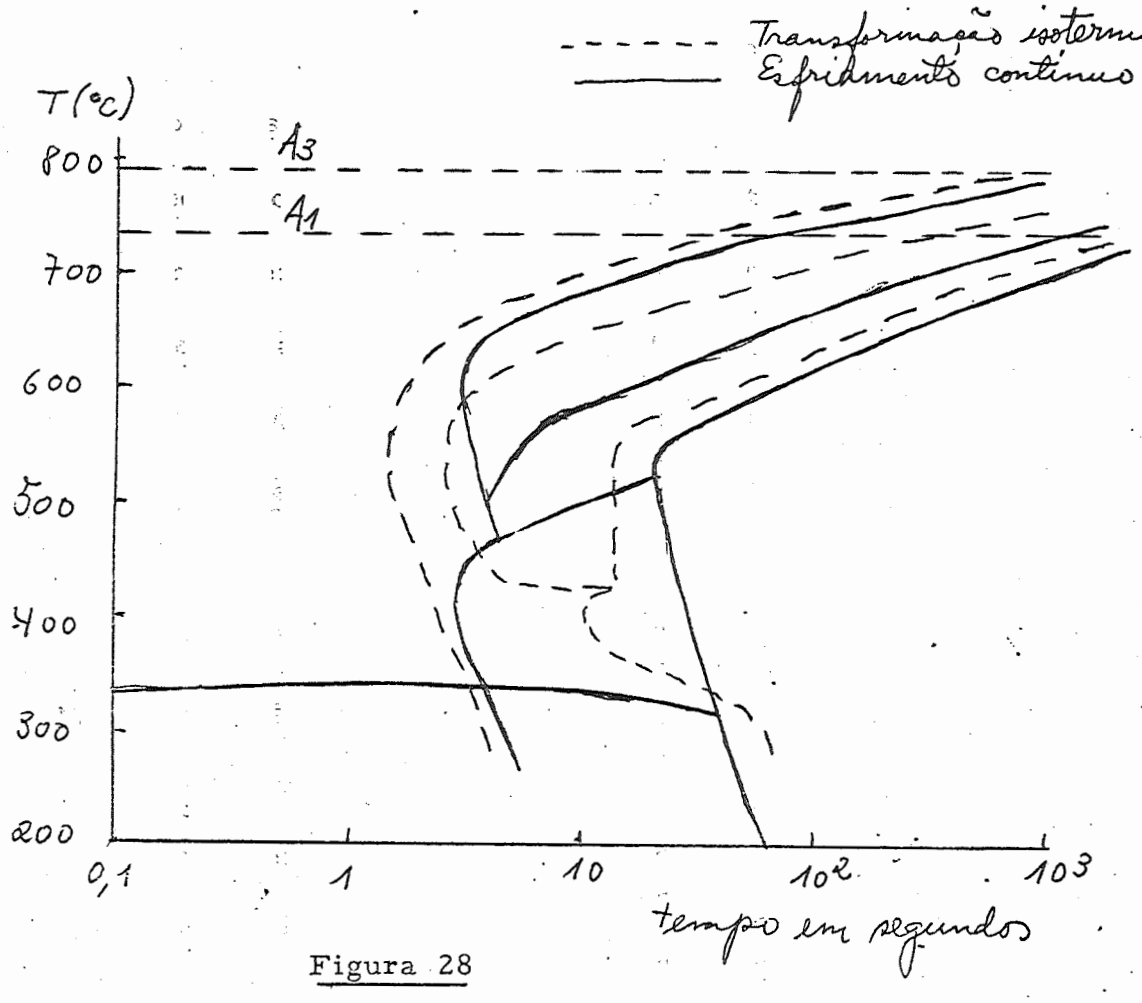


Figura 28

Aparece um deslocamento da curva TTT se comparadas com as transformações que se dão em esfriamento contínuo, para a esquerda (Figura 29).

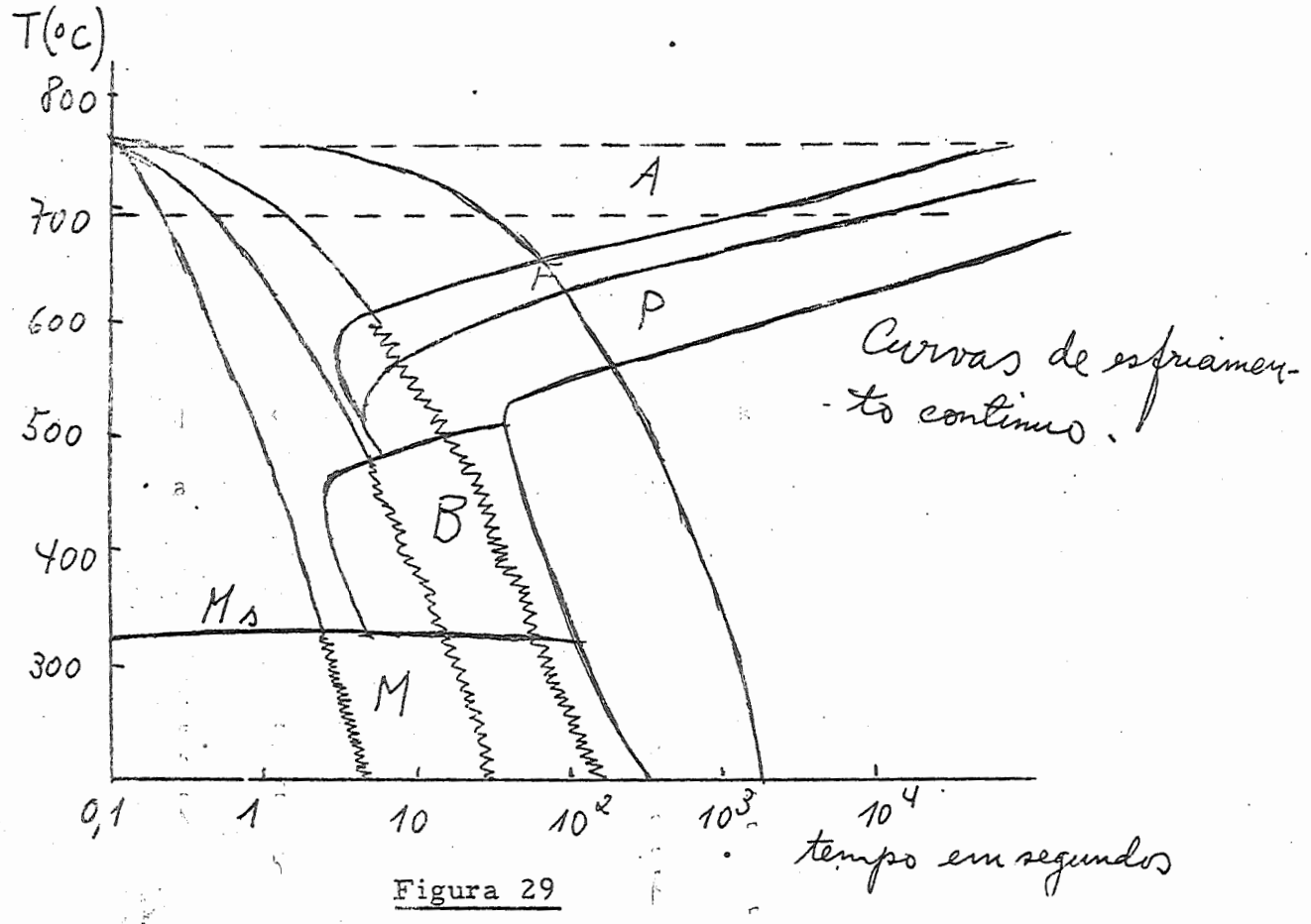


Figura 29

As curvas obtidas podem ser observadas na figura 28.

É possível se perceber dois tipos de esfriamentos usados no aço.

a) O aço é austenitizado no forno. Em seguida, desliga-se o forno com o mesmo dentro. Há um lento esfriamento e a estrutura será grosseira com grãos grandes de ferrita e nódulos grandes de perlita. É o recozimento completo assim chamado.

b) Após a austenitização o aço é retirado do forno e deixado esfriar no ar. O esfriamento é mais rápido, a estrutura possui menos ferrita que é de granulação fina, assim como na perlita possui um menor espaço interlamelar. É o aço normalizado.

Propriedades:

Resistência à deformação da perlita é maior que da ferrita. É evidente esperar quão difícil se torna para o caminhamento das linhas de discordância através das s lâmelas.

Aço normalizado possui maior σ_E e σ_R mas a dutibilidade ainda é boa. Ver figura 30

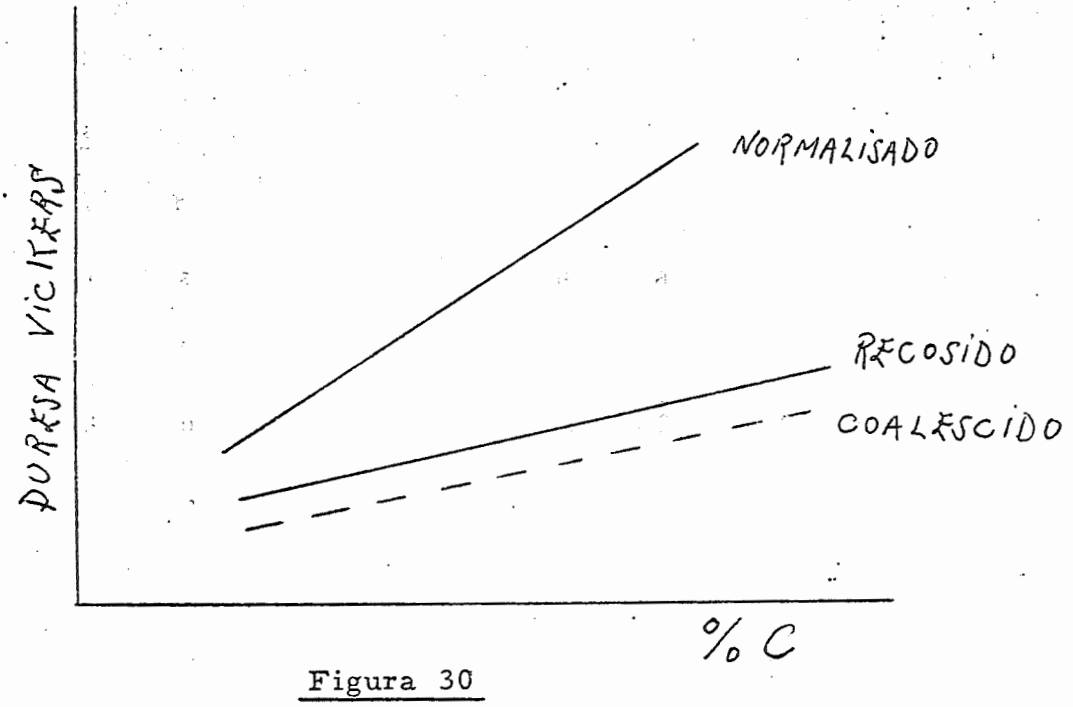


Figura 30

Para o aço 0,3% C e 0,57% Mn:

Propriedades / Tratamento Térmico	$\sigma_E \frac{Kg}{mm^2}$	$\sigma_R \frac{Kg}{mm^2}$	Along %	Vickers
Recozido a 825°C	27	48	30	135
Normalizado de 825°C	33	52	31,5	160
Coalescido a 700°C	20	41	43	110

Aço Carbono com baixa liga:

Usaremos as curvas TTT para compararmos a importância da adição de elementos de liga.

Transformação proeutetóide - Nos aços eutetóides a transformação da austenita se dá com o aparecimento dos constituintes proeutetóides.

Não é possível entretanto determinar-se muito bem tôda a curva C do diagrama TTT para os aços de 0,4% a 1,3% porque a reação proeutetóide é suprimida completamente a mais baixas temperaturas. O início de transformação da reação da ferrita em algumas ligas é possível apresentar tôda uma curva C inicial.

Sabemos que a reação proeutetóide se dá no contôrno de grão da austenita. Quanto maior a granulação, menor a área total de contôrno por unidade de volume. Menor é a probalidade de transformação.

A velocidade de transformação realmente diminui com a temperatura de austenitização.

Com exceção do cobalto todos os elementos atrasam a transformação da ferrita.

O quadro geral é que o maior efeito é dado pelo boro (B) e na ordem decrescente Mo, Mn, Cr. Os elementos Ni, Si, Cu já ocupam uma posição mais afastada do Cr. O carbono também atrasa a formação da ferrita.

A cementita normalmente nos aços hipereutetóides também é atrasada pelos elementos de liga. Entretanto, o carbono favorece. O que deve acontecer entretanto é que certos elementos de liga formem carbe-

tos complexos que precipitam.

A adição de vários elementos é melhor que a de sòmente um.

A temperatura de transformação da ferrita também é alterada. Para uma percentagem constante de carbono Mn e Ni diminuem a mesma. Para o Cr a influência não é grande, enquanto que Mo, Si e V aumentam a temperatura para a transformação do carbeto.

O carbono tendo sua percentagem aumentada diminui esta temperatura de transformação da ferrita mas aumenta para a formação dos carbetos.

A transformação da perlita sendo procedida na temperatura do eutetóide pode ser atrasada, dependendo da percentagem do carbono e dos elementos adicionados. (Ver figuras 31, 32, 33 e 34).

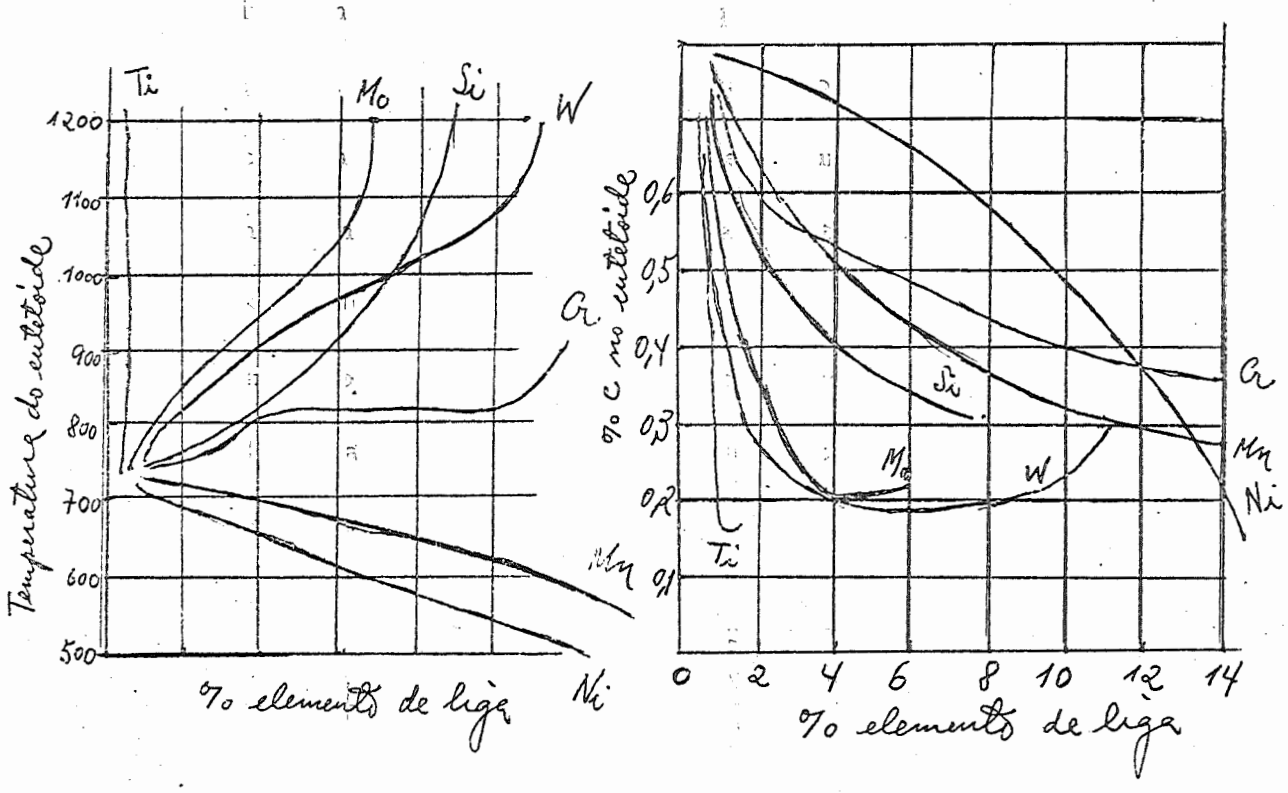


Figura 31

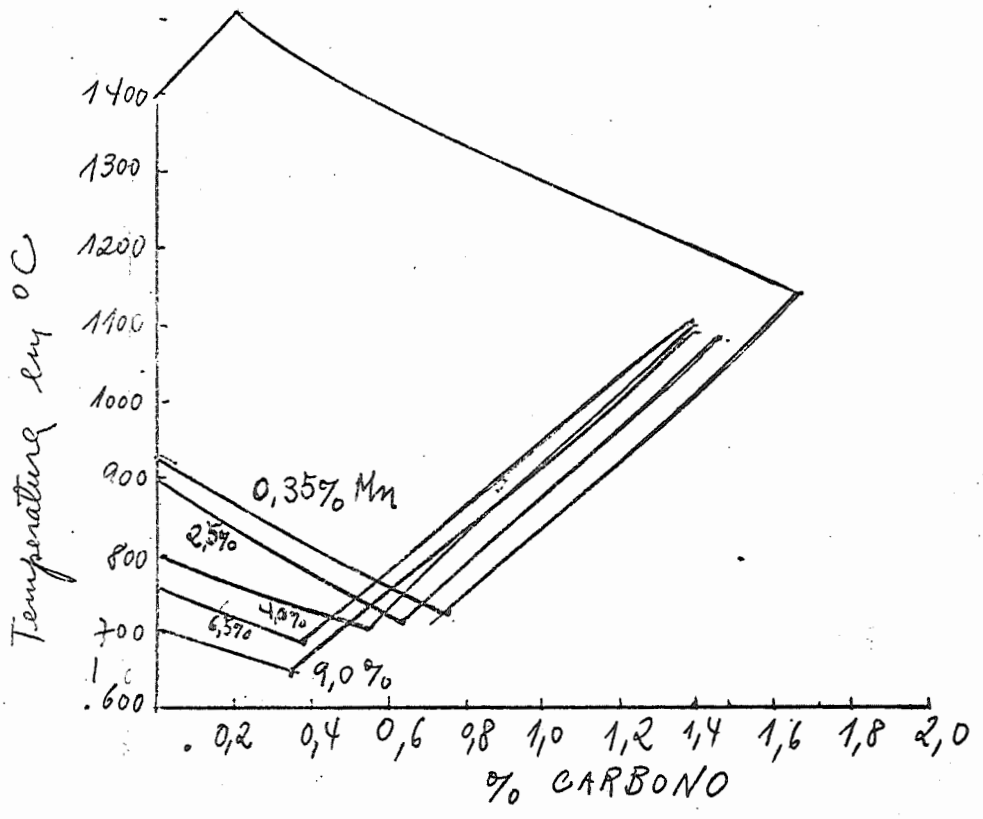


Figura 32

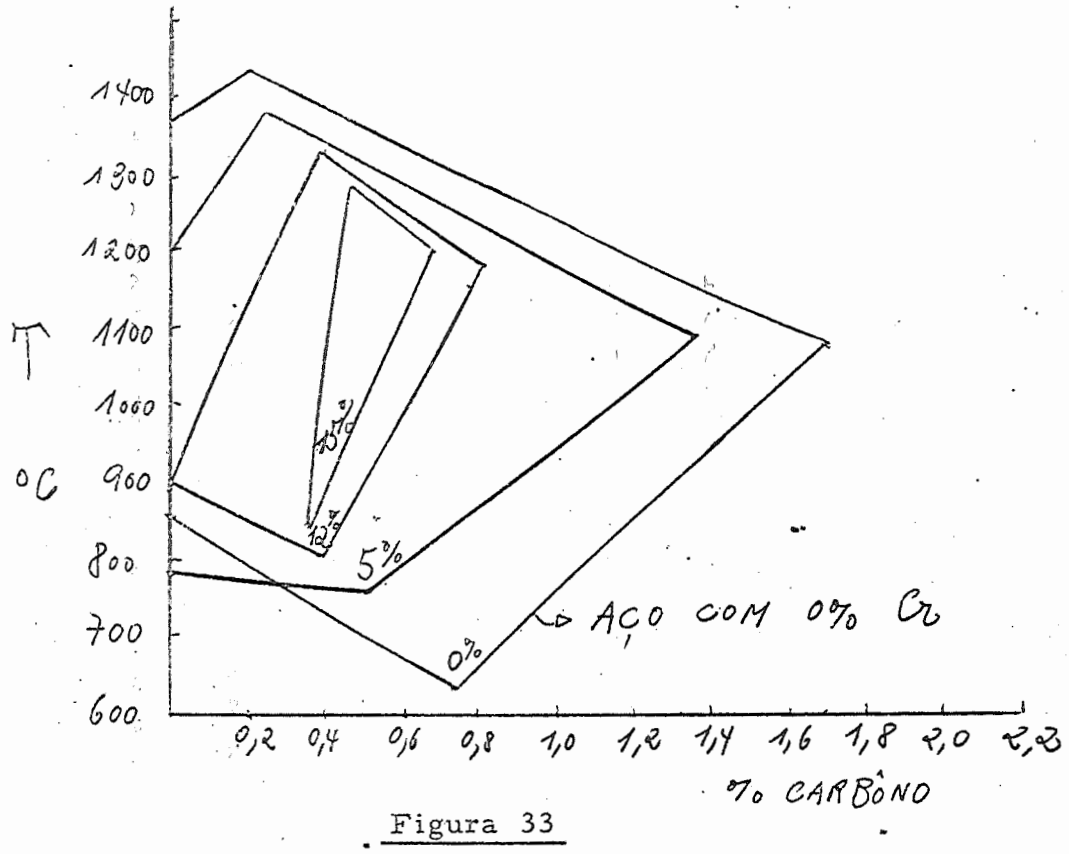


Figura 33

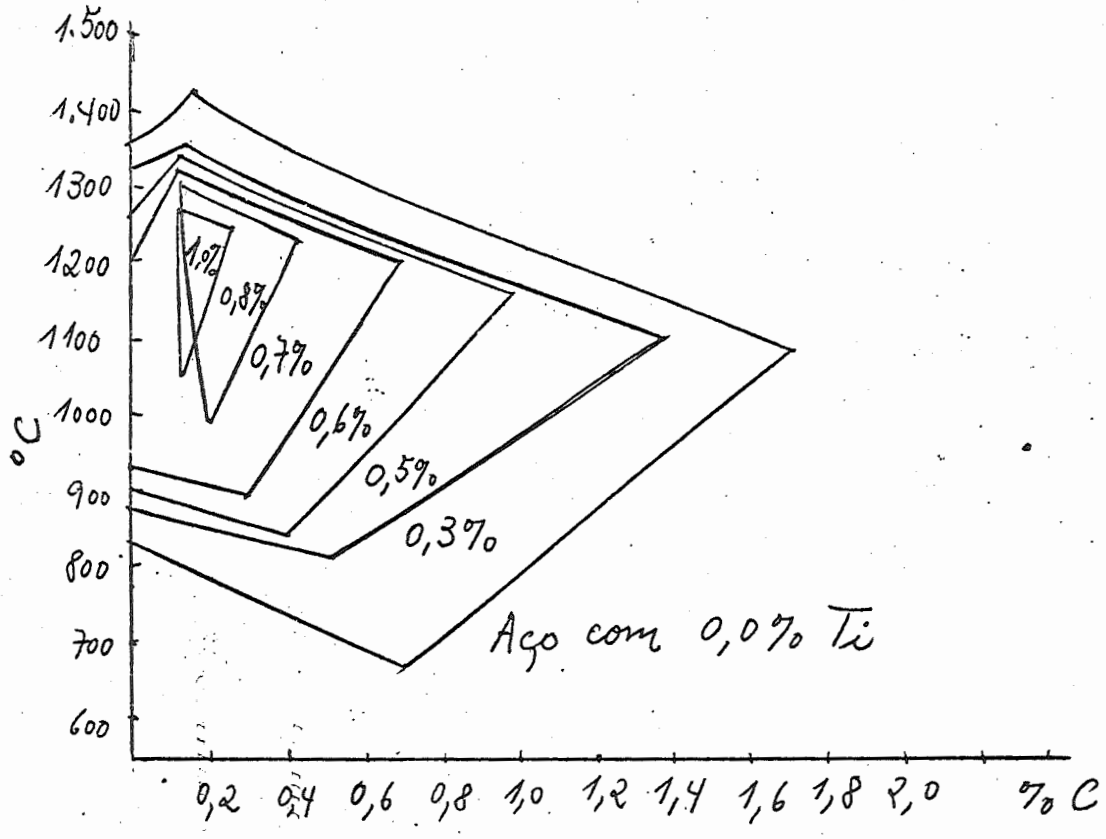


Figura 34

Já dissemos da dificuldade em se observar no diagrama TTT a total transformação da perlita uma vez que há interferência numa determinada temperatura com o aparecimento da bainita.

Em alguns aços liga é observável.

Também sua transformação depende do tamanho de grão da austenita.

Todos elementos de liga com exceção do Co atrasam a transformação da perlita.

Os mais influentes são B, Mo, Mn. Cr tem menos influência e Ni, Si, Cu são os de mais baixo efeito.

O que se presume é que os formadores de carbetos têm o melhor efeito, a não ser quando se dissolvem na ferrita.

O carbono logo acima de 0,83% retarda as transformações da perlita. Um pouco mais acelera.

A porcentagem de carbono do eutetóide por adições de Ni, Mn, Cr, Si, W, Mo e Ti é diminuida. Porém V, Ti, Nb e B aumentam um pouco nas porcentagens usadas.

Interessante notar na figura 31 como o intervalo de transformação da perlita varia.

BAINITA - Sua transformação não é afetada pelo tamanho de grão da austenita, mas retardada por Ni, Mn, Si e B que afetam também a perlita. Mo e Cr retardam a formação de bainita, mas menos do que agem na perlita. Carbono também retarda.

Quanto à influência sôbre a temperatura Bs de transformação, sabe-se que crescendo a porcentagem de C e outros elementos Bs diminui. Nêles Mn é o mais importante (muito menos que C), seguido por Ni, Cr e Mo.

MARTENSITA - Sua transformação depende da temperatura que se situa entre os intervalos M_s e M_f. Não depende do tamanho de grão da austenita.

M_s é bem afetado pelo carbono e outros elementos.

Duas fórmulas são conhecidas para o cálculo de M_s. Steven e Haynes sugerem: $M_s(^oC) = 561 - 474(\%C) - 33\ (\%Mn) - 17(\%Ni) - 17(\%Cr) - 21(\%Mo)$

válida para os intervalos 0,1 - 0,55% C; 0,1 - 0,35%Si;

0,2 - 1,7%Mn, traços até 5% Ni; traços até 3,5% Cr e traços até 1% Mo.

Com relação aos resultados experimentais está dentro de um desvio padrão de 20°C

Andrews sugere:

$M_s(^oC) = 539 - 423(\%C) - 30,4(\%Mn) - 17,7(\%Ni) - 12,1(\%Cr) - 7,5(\%Mo)$.

válida para os intervalos - 0,1 - 0,6%C; 0,04 - 4,9% Mn; 0,1 - 1,9 Si; traços até 5% Ni; traços até 4,6% Cr; traços até 5,4% Mo.

A temperatura Mf é mais dificil para ser estabelecida experimentalmente. Sabe-se que a diferença M_s - M_f aumenta com o carbono.

Para porcentagem inferior a 0,6% C, recomenda-se deduzir das temperaturas M_s, obtidas por, Steven e Haynes certos valores para se ter M_{10}, M_{50}, M_{90} e M_f.

M_{10} deduzir 10 °C de M_s (± 30°C)

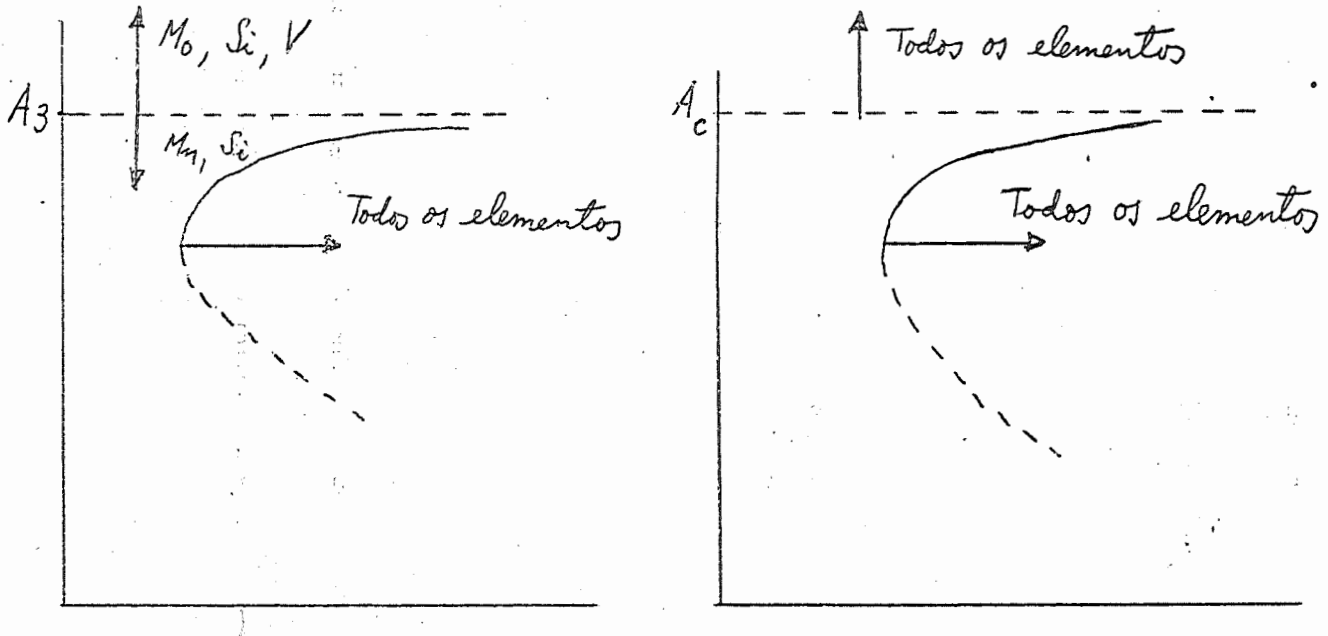
M_{50} deduzir 47 °C de M_s (± 6°C)

M_{90} deduzir 103 °C de M_s (±12°C)

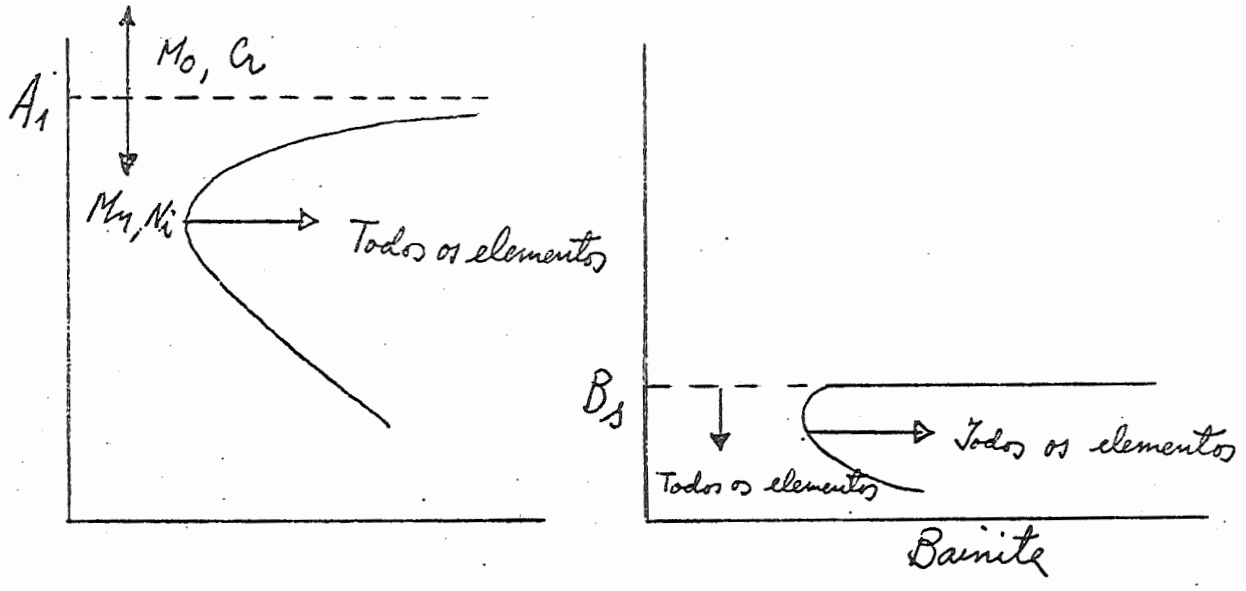
M_f " 215 °C de M_s (±15°C)

DIAGRAMA TTT completo:

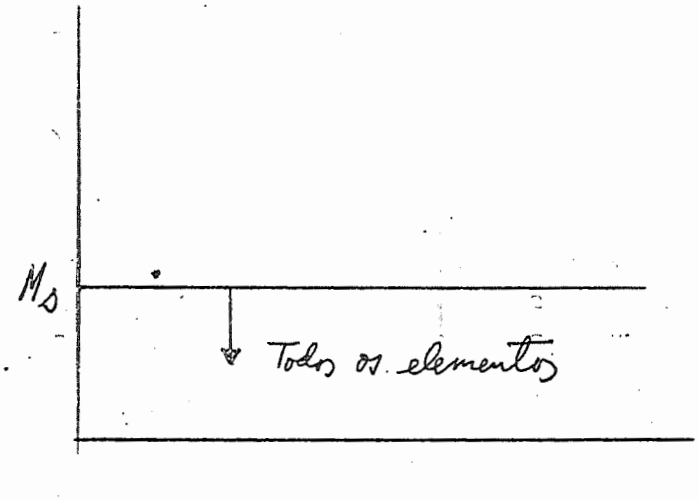
As curvas TTT de um aço liga com vários elementos devem ser uma combinação dos efeitos descritos sumàriamente nos 5 casos da figura 35.



Ferrita Cementita



Perlita Bainita



Martensita

FIGURA 35

Como M_n e Ni afetam juntos os tempos de transformação e temperatura de reação da ferrita, perlita e bainita, os aços contendo êstes elementos apresentam um diagrama TTT muito semelhante ao dos aços carbono só que o diagrama é deslocado para a direita, isto é, os tempos de transformação são atrasados.

Cr e Mo têm um papel diferente no diagrama TTT. Êles atrasam

muito mais a transformação da perlita que a da bainita. Levantam também a temperatura de reação da perlita, enquanto abaixam a temperatura B_s.

A curva TTT se torna conforme a Fig. 36.

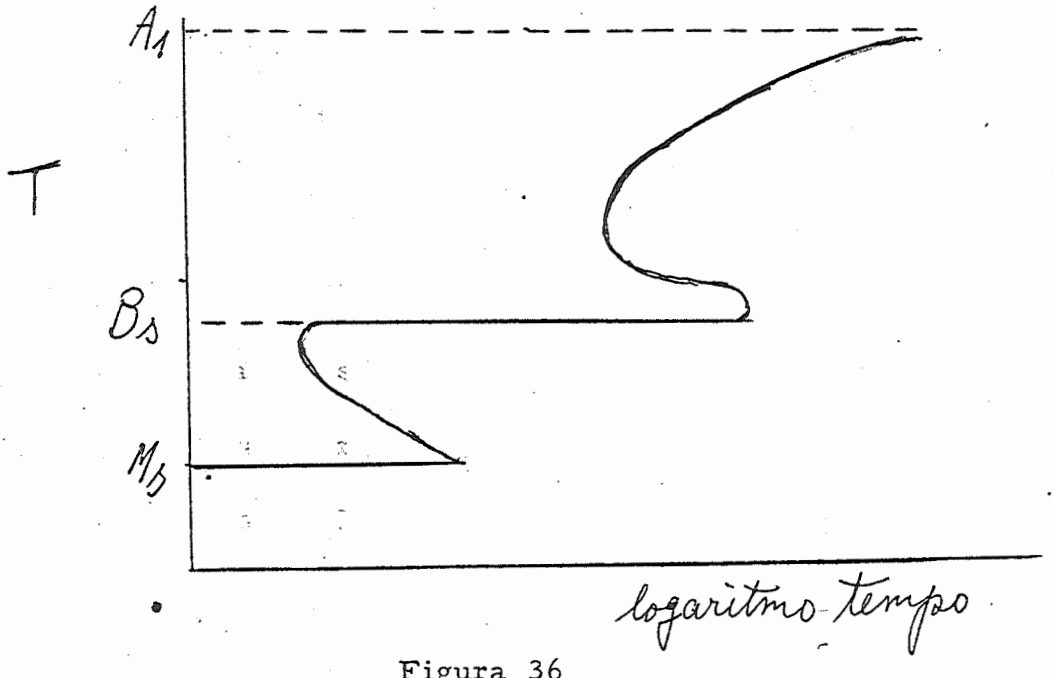


Figura 36

Austenita - Estuda-se a formação da austenita no aquecimento. O processo também se dá por nucleação e crescimento. A transformação ocorre muito depressa com a elevação da temperatura acima do valor crítico A_1.

A transformação ràpidamente chega aos 99,5%, mas é necessário muito mais tempo para o desaparecimento dos carbetos.

A austenita entretanto não é homogênea e necessita mais tempo para chegar a isso. Logo se percebe a importância em se considerar êste fato para se obter uma estrutura inteiramente martensítica no esfriamento.

É de se esperar que aços liga com elementos formadores de carbetos como Cr, Mo ou V podem exigir tempos prolongados para a austenitização completa e homogênea.

Aços com estrutura grosseira também exigem mais tempo e mais elevadas temperaturas que normalmente se usam.

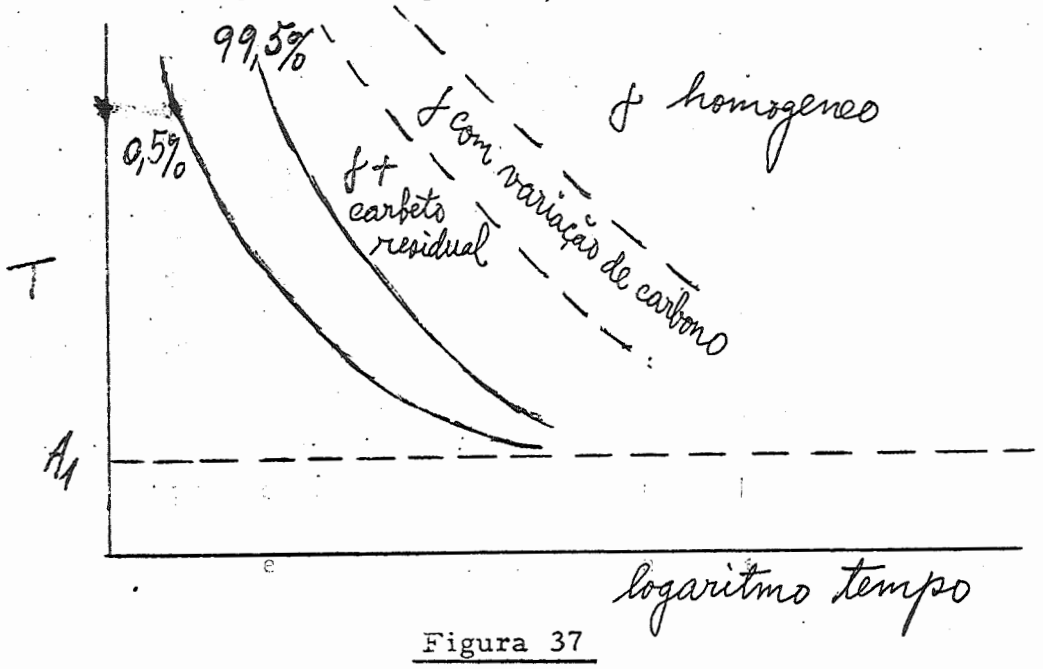


Figura 37

Tratamento de recozimento: Já dissemos antes que êste tratamento serve para tornar os metais mais plásticos.

Entretanto, alguns processos recebem nome, no caso dos aços.

Recozimento completo - é o aquecimento que eleva a temperatura do aço até à região da austenita, em tempo conveniente para austenitizá-lo completamente, seguido de um esfriamento dentro do forno numa velocidade da ordem de 15°C/hora. A temperatura acima da temperatura de equilíbrio é de 30 a 50°C, sòmente para dar granulação fina à austenita. Nos casos de estrutura bruta de fusão, a temperatura deve ser 100°C acima.

Nos casos de aço liga à temperatura A_3, se inicia a formação de núcleos de ferrita que crescem envolvendo a austenita remanescente.

Em seguida, na temperatura A_1, se transforma esta austenita remanescente em perlita que deve apresentar-se em produtos grosseiros e portanto pouco resistentes.

Serve nos aços de médio carbono para reduzir tensões internas em

peças de formas complicadas, conveniente para a usinagem. Aços com porcentagens inferiores a 0,3% tornam-se pouco resistentes para a usinagem, recomendando-se um tratamento de normalização.

Recozimento de esferoidização - Mantém-se o aquecimento isotérmico do aço a uma temperatura pouco inferior a A_1. Pode-se manter também uma oscilação de aquecimento e esfriamento, em tôrno de A_1.

É um tratamento recomendado para tornar os aços, principalmente os de elevado carbono, mais maleáveis e usináveis. Em seguida, sofrem o conveniente tratamento térmico para aumentar suas resistências mecânicas.

Recozimento de recristalização - Uma peça encruada, isto é, deformada a frio tem suas propriedades mecânicas novamente devolvidas e correspondentes ao estado de recozimento total por meio de um aquecimento inferior abaixo de A_1, mas suficiente para recristalizar tôda a peça.

Normalização - O aço é austenitizado e, em seguida esfriado no ar. É claro que o tratamento depende muito da secção do material.

Sendo a velocidade de esfriamento mais rápida que no recozimento total, onde o esfriamento é no forno desligado, a temperatura de formação da ferrita e perlita (no aço hipoeutetóide) é abaixada.

A transformação da ferrita não é completa e é interrompida pela formação de perlita. Perlita se forma num intervalo maior que no caso do recozimento total.

A perlita assim formada, a mais baixa temperatura, possui um espaçamento interlamelar pequeno.

Quanto menor a secção da peça menor êsse espaçamento.

Para aços de baixo carbono êste tratamento comparado com o recozimento total traz as seguintes diferenças:

Tensão de escoamento σ_E é mais elevado porque como está propriedade é determinada pela ferrita, neste tratamento ela, devido a sua pequena dimensão, pouco influi.

O tamanho de grão é pequeno e dá melhor resistência à tensão. A dutilidade é pouco afetada. Há uma leve queda no alongamento mas a redução em área tende a crescer.

A perlita tem a tendência em reduzir a dutilidade mas o tamanho de grão age contràriamente. Há a dependência também da distância interlamelar.

Efeito dos principais elementos de liga nos aços. (Baixas porcentagens).

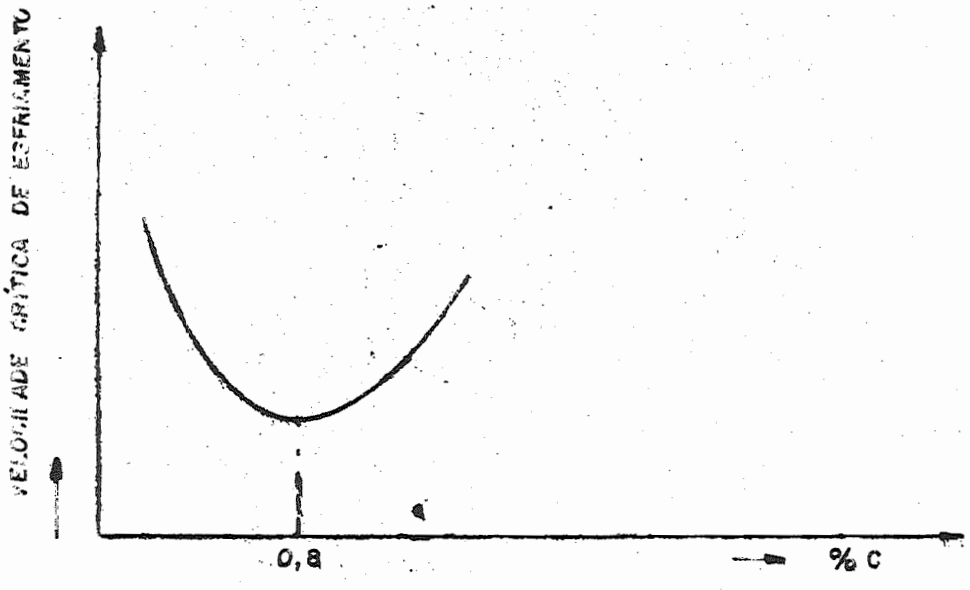
ESTRUTURA	C	B	Mo	Mn	Cr	Ni	Si	V	Ti	W	Co	Cu
Ferrita	A	A	A	A	A						D	
Cementita	D	A	A	A	A	A						
Perlita		AA	AA	AA	A	A	A				D	A
Bainita	A	A	A	A	A	A	A					
Temp. de transf. Ferrita	RRR		E	RR	R	E	E					
Temper. de transf. Cementita			E			E	E					
Temp. de transf. Perlita			E	R	E	R						
Temp. de transf. Bainita	RRR		R	RR	R	R						
Temp. de transf. Martensita	RRR	R	R	R	R	R	R					
Elementos formadores de carbetos	F		F		F				F	F		

A - atrasar a transformação a partir da austenita
D - Adiantar a transformação a partir da austenita.
E - elevar a temperatura de transform., a partir da austenita
R - abaixar a temperatura de transform., a partir da austenita
F - formar carbetos..

ENDURECIMENTO DOS AÇOS:

Têmpera para o endurecimento.

Se desejamos martensita total, temos que evitar a formação de perlita ou bainita. Esfriamento muito rápido conforme o caso. (1a.) Influência do banho. (2a.) Desvio para a direita da curva TTT.



- FIGURA 28 -

Velocidade crítica de esfriamento - a menor velocidade que dá a martensita. A velocidade depende dos elementos da liga, como se pode ver na tabela II abaixo, e do tamanho de grão da austenita.

TABELA II

% C	% elemento de liga	Velocidade crítica de esfriamento em °C/s seg. (medida 700-800°C)
0,40	-	600
0,42	0,55 Mn	550
0,40	1,60 Mn	50
0,35	2,20 Mn	8
0,42	1,12 Ni	450
0,52	3,12 Ni	180
0,40	4,80 Ni	85
0,55	0,56 Cr	400
0,48	1,11 Cr	100
0,52	1,96 Cr	22
0,38	2,64 Cr	10

O banho por sua vez é água, óleo, água com sal, ar.

Esfriamento em água dá 2.800 ^{o}C/s numa peça de 1 cm de diâmetro por 10 cm de comprimento a partir de 700^{o}C.

A parte mais inferior, entretanto, não se esfria tanto. No exemplo tem a velocidade de 220^{o}C/s no centro.

A transferência de calor depende da condutividade térmica e do gradiente térmico.

GROSSMAN simplificou êstes cálculos. Considerou a lei de Newton que mostra o esfriamento entre a superfície e a vizinhança externa.

$$\frac{d\,Q}{d\,t} = C(\theta_1 - \theta_2)$$

Por sua vez a lei da propagação do calor no material

$$\frac{d\,Q}{d\,t} = k\,\frac{d\,T}{d\,x}$$

Por comparação obteve:

$\frac{d\,T}{d\,x} = \frac{C}{k}$ $(\theta_1 - \theta_2)$ por unidade de área superficial e de tempo.

Os valores obtidos para $\frac{C}{2k}$ (GROSSMAN) usando vários meios, com o sem agitação constituem a tabela III.

MEIO	SEM AGITAÇAO	AGITAÇÃO BRANDA	AGITAÇÃO MODERADA	AGITAÇÃO FORTE	AGITAÇÃO VIOLENTA
AR	0,02	—	—	—	—
ÓLEO	0,25—0,30	0,30—0,35	0,35—0,40	0,50—0,80	0,80—1,10
ÁGUA	0,90—1,00	1,00—1,10	1,20—1,30	1,60—2,00	4,0
SALMOURA	2,00	2,00—2,20	—	—	5,0
IDEAL	∞				

TABELA III

$\frac{C}{2k}$ recebe o nome de severidade de têmpera H. Quanto maior, maior a velocidade de têmpera. Expressa-se em unidades polegada $^{-1}$.

O produto HD também é usado, onde D é o diâmetro em polegadas.

Para dois tipos de HD, um maior que outro, temos a figura 29 , que mostra o comportamento de uma peça cilíndrica.

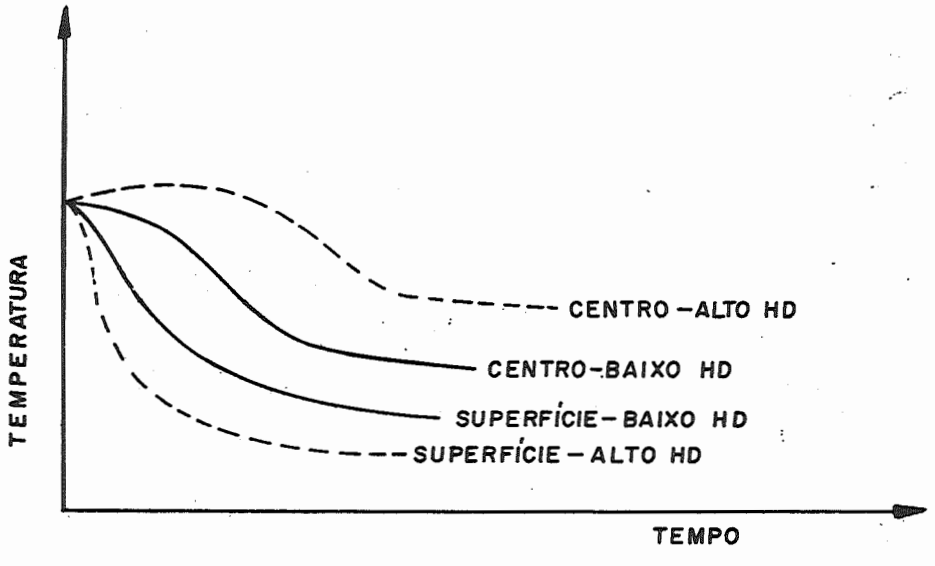


FIGURA 29

ESFRIAMENTO NO LÍQUIDO

Metal quente, introduzido quente no líquido cria uma nuvem de vapor que não permite o seu contato íntimo com o líquido. À medida que esfria certos pontos são atingidos pela água que se transforma em vapor, que borbulha, retirando calor mais ràpidamente da peça. A temperatura chega à temperatura de ebulição do líquido e daí desaparece a camada de vapor e o contato metal e líquido é íntimo. São três regiões bem distintas por que passa a velocidade de esfriamento do corpo. (Ver figura 30)

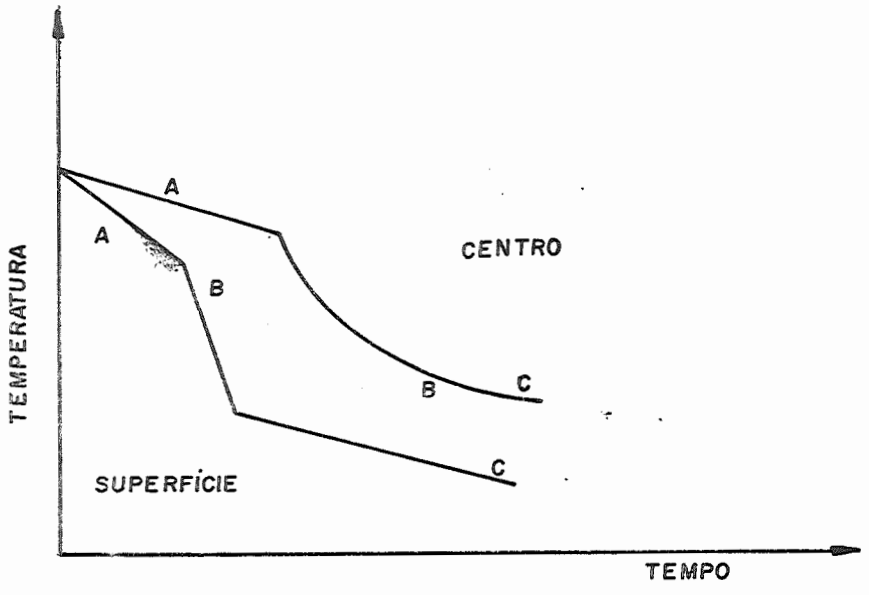


FIGURA 30

Para elevar a transição A ⊢ B à temperatura mais alta deve-se agitar ou circular o banho peça a peça. (Ver tabela IV)

TABELA IV

MEIO DE TÊMPERA	H(valores em polegada $^{-1}$)	
	s/agitação	c/agitação
ÁGUA SALGADA	2	5
ÁGUA	1	4
ÓLEO	0, 25	1
AR	0, 02	0, 02

Água salgada suspende a transição A⊢B (baixa a tensão superficial).

No caso do aço comum a temperatura da água atrapalha porque baixa a temperatura de transição.

Água a 21°C T_A - B - 860°C
Água a 50°C T_A - B - 580°C
Água a 74°C T_A - B - 350°C

O problema é que demorando a transição A⊢B e ainda à baixa temperatura não há a transformação para martensita.

Transformação em martensita normalmente ocorre no estágio B↔C. Daí usar água, mas acontece que há o perigo de formação de trincas e empenamento por causa da diferença de volume entre a martensita e a parte mais interna não totalmente transformada.

Água só é usada em certos casos como meio de têmpera.

Óleo apresenta transição B↔C mais elevada que a água (pto.de ebulição maior), esfriamento mais lento, viscosidade diminui com a temperatura.

O óleo se aquecendo também não há perigo.

Transição A↔B é menos brusca e usando-se o óleo a 200°C favorece a transformação porque o ponto de ebulição é maior e a transformação para a martensita é mais lenta.

Inconveniente é o óleo quente que se decompõe e os produtos de decomposição são prejudiciais.

Uma solução aquosa de álcool polivinílico (0,05 a 0,15%) apresenta severidade intermediária entre água e óleo (intermediário em H , entre água e óleo.

Banho de sal fundido também é bom. Sua temperatura pode ser colocada acima da temperatura M_s, para homogeneização estrutural. Permite o resfriamento posterior ao aço. É a martêmpera, cujo tipo de tratamento veremos mais tarde.

Gás soprado só ou com água em gôtas também é uma técnica usada só em aços liga com baixa velocidade crítica de esfriamento.

Meio de esfriamento	Velocidade de esfriamento em °C/seg. no intervalo de temperatura.	
	650 - 550°C	300 - 200
Água a 18°C	600	270
" " 30°C	500	270
" " 50°C	100	270
" " 75°C	30	200
Água com 10% NaOH	1200	300
Água com 10% NaCl	1100	300
Óleo	100- 150	20 -50

TABELA V

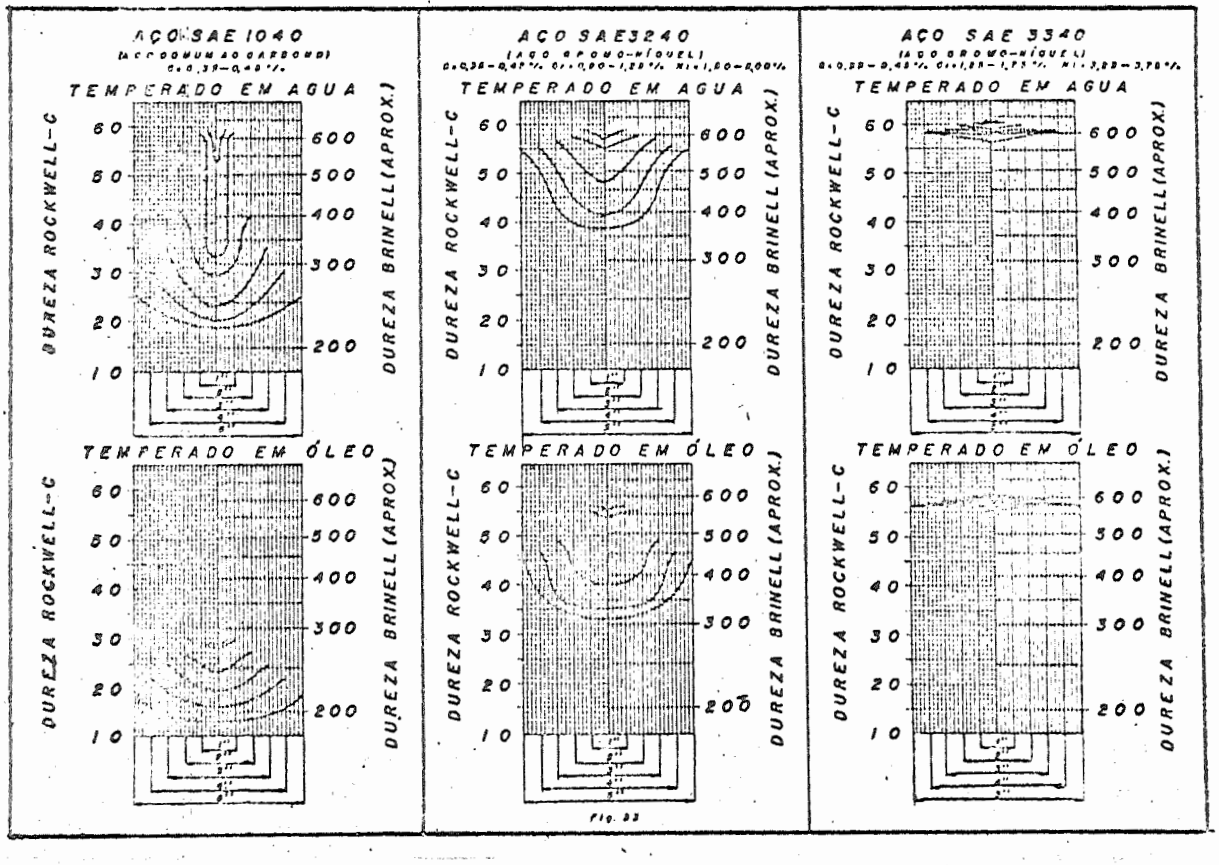


FIGURA 31 . Curvas em U de diversos aços

Temperabilidade é a habilidade de um aço em formar martensita quando esfriado com várias velocidades a partir do estado austenítico (nada tem a ver com máxima dureza).

É expresso em têrmos de diâmetros críticos. O critério varia conforme a figura 32 .

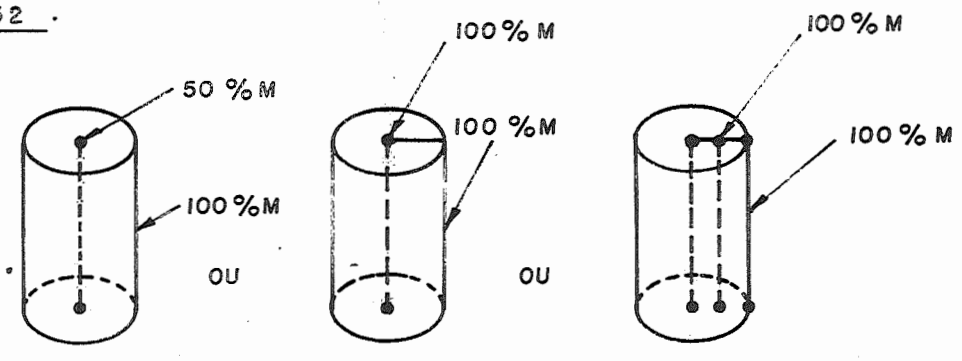


FIGURA 32

Por exemplo o critério de GROSSMAN é o primeiro.

Diâmetro crítico cresce com a severidade da temperatura que depende do valor de H.

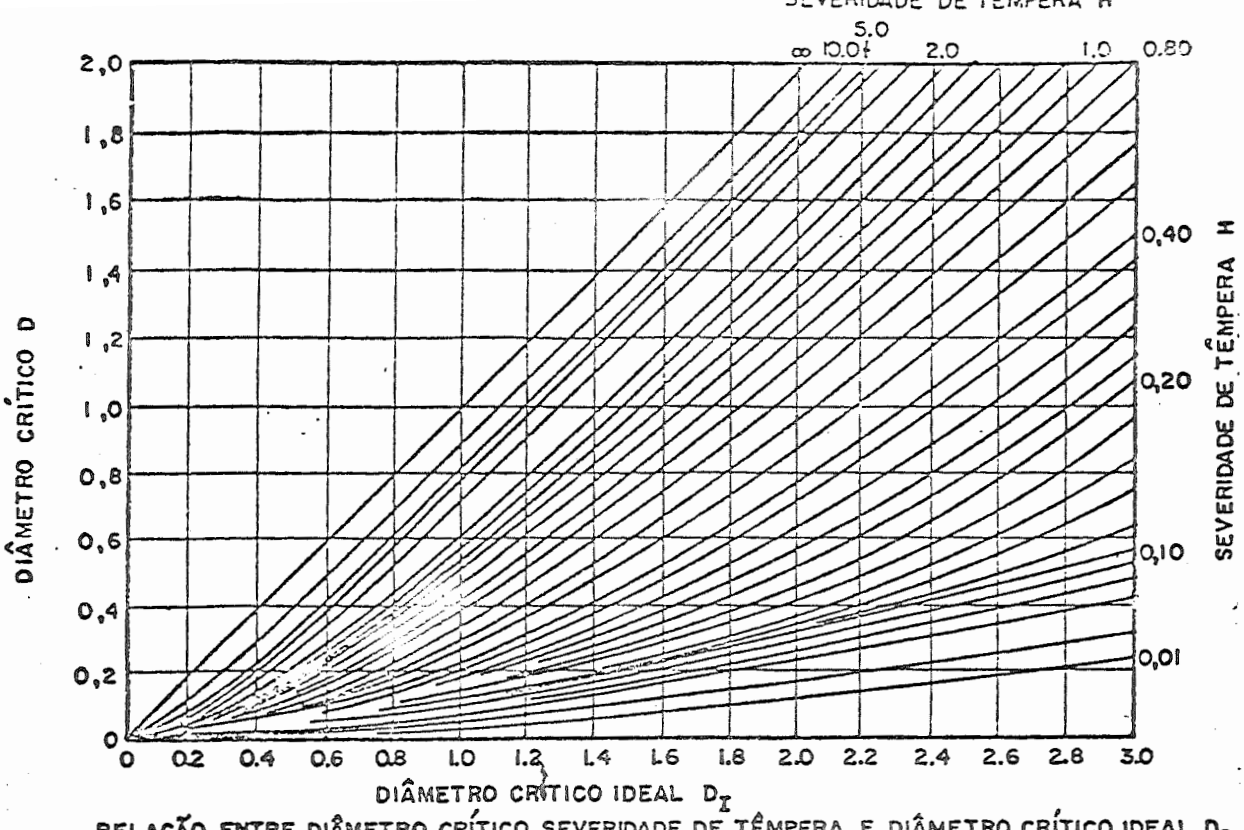
Diâmetro crítico ideal é o obtido para $H \to \infty$. (tende ao infinito).

GROSSMAN sugere uma fórmula onde D_o é o diâmetro crítico para o aço carbono com um determinado tamanho de grão. O diâmetro crítico ideal D_i depende

$$D_i = D_o \times F_1 \text{ (\% Mn)} \times F_2 \text{ (\% Ni)} \times F_3 \text{ (\% Cr)} \times \ldots$$

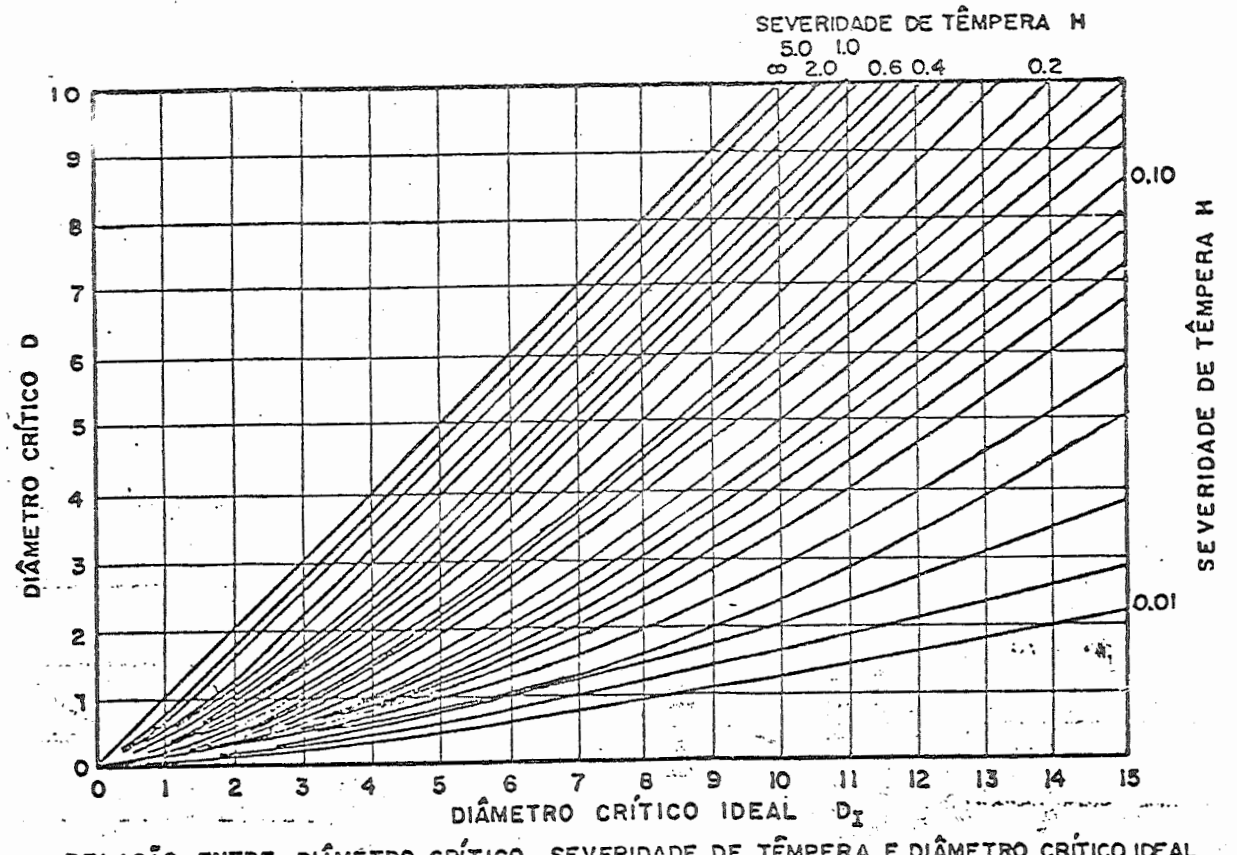
dos valores de F_1, F_2, F_3, etc. dados pelas percentagens dos elementos de liga. Deve-se consultar as figuras 33 e 34 e a tabela VI .

O valor D_i é colocado nas abcissas das figuras ou e considerando-se H, verifica-se D na ordenada.



RELAÇÃO ENTRE DIÂMETRO CRÍTICO, SEVERIDADE DE TÊMPERA E DIÂMETRO CRÍTICO IDEAL D_I

FIG. 33



RELAÇÃO ENTRE DIÂMETRO CRÍTICO, SEVERIDADE DE TÊMPERA E DIÂMETRO CRÍTICO IDEAL

FIG. 34

TABELA VI

INFLUENCIA DA COMPOSIÇÃO E DO TAMANHO DO GRÃO NA CURVA JOMINY.

% elemento	D I C 5	6	7	8	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Re 1/16"
0,01	0,0380	0,0340	0,0319	0,0300	1,033	1,007	1,004	1,0216	1,03	-
0,02	0,0550	0,0510	0,0460	0,0430	1,067	1,014	1,007	1,0432	1,06	-
0,03	0,0680	0,0629	0,0578	0,0538	1,100	1,021	1,011	1,0648	1,09	-
0,04	0,0791	0,0727	0,0672	0,0619	1,133	1,028	1,015	1,0864	1,12	-
0,05	0,0883	0,0814	0,0750	0,0697	1,167	1,035	1,018	1,1080	1,15	-
0,06	0,0949	0,0888	0,0821	0,0762	1,200	1,042	1,022	1,1296	1,18	-
0,07	0,1050	0,0960	0,0891	0,0833	1,233	1,049	1,026	1,1512	1,21	-
0,08	0,1122	0,1029	0,0957	0,0888	1,267	1,056	1,029	1,1728	1,24	-
0,09	0,1191	0,1090	0,1014	0,0941	1,300	1,063	1,033	1,1944	1,27	-
0,10	0,1259	0,1153	0,1065	0,0995	1,333	1,070	1,036	1,2160	1,30	39,0
0,11	0,1319	0,1217	0,1121	0,1041	1,367	1,077	1,040	1,2376	1,33	39,5
0,12	0,1373	0,1268	0,1177	0,1088	1,400	1,084	1,044	1,2592	1,36	40,0
0,13	0,1430	0,1320	0,1221	0,1137	1,433	1,091	1,047	1,2808	1,39	40,5
0,14	0,1480	0,1368	0,1270	0,1175	1,467	1,098	1,051	1,3024	1,42	41,0
0,15	0,1528	0,1413	0,1315	0,1212	1,500	1,105	1,055	1,3240	1,45	41,5
0,16	0,1579	0,1460	0,1355	0,1250	1,533	1,112	1,058	1,3456	1,48	42,0
0,17	0,1622	0,1500	0,1399	0,1287	1,567	1,119	1,062	1,3672	1,51	42,5
0,18	0,1670	0,1542	0,1438	0,1322	1,600	1,126	1,066	1,3888	1,54	43,0
0,19	0,1720	0,1583	0,1474	0,1361	1,633	1,133	1,069	1,4104	1,57	44,0
0,20	0,1761	0,1623	0,1509	0,1400	1,667	1,140	1,073	1,4320	1,60	44,5
0,21	0,1810	0,1662	0,1542	0,1436	1,700	1,147	1,077	1,4536	1,63	45,0
0,22	0,1855	0,1701	0,1579	0,1462	1,733	1,154	1,080	1,4752	1,66	45,5
0,23	0,1897	0,1741	0,1614	0,1499	1,767	1,161	1,084	1,4968	1,69	46,0
0,24	0,1939	0,1780	0,1642	0,1528	1,800	1,168	1,088	1,5184	1,72	47,0
0,25	0,1980	0,1820	0,1678	0,1560	1,833	1,175	1,091	1,54	1,75	47,5
0,26	0,2021	0,1857	0,1712	0,1589	1,867	1,182	1,095	1,5616	1,78	48,0
0,27	0,2060	0,1891	0,1743	0,1619	1,900	1,189	1,098	1,5832	1,81	48,5
0,28	0,2099	0,1923	0,1779	0,1642	1,933	1,196	1,102	1,6048	1,84	49,0
0,29	0,2138	0,1960	0,1814	0,1672	1,967	1,203	1,106	1,6264	1,87	49,5
0,30	0,2172	0,1991	0,1849	0,1700	2,000	1,210	1,109	1,6480	1,90	50,0

% elemento	DIC 5	6	7	8	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Rc 1/16"
0,31	0,2205	0,2022	0,1879	0,1733	2,033	1,217	1,113	1,6696	1,93	50,5
0,32	0,2240	0,2059	0,1911	0,1760	2,067	1,224	1,117	1,6912	1,96	51,5
0,33	0,2272	0,2088	0,1941	0,1790	2,100	1,231	1,120	1,7128	1,99	52,0
0,34	0,2300	0,2120	0,1969	0,1819	2,133	1,238	1,124	1,7344	2,02	53,0
0,35	0,2339	0,2154	0,2000	0,1842	2,167	1,245	1,128	1,7560	2,05	53,5
0,36	0,2368	0,2181	0,2023	0,1869	2,200	1,252	1,131	1,7760	2,08	54,0
0,37	0,2401	0,2214	0,2052	0,1900	2,233	1,259	1,135	1,7992	2,11	54,5
0,38	0,2431	0,2241	0,2079	0,1922	2,267	1,266	1,139	1,8208	2,14	55,0
0,39	0,2460	0,2273	0,2107	0,1950	2,300	1,273	1,142	1,8424	2,17	55,5
0,40	0,2492	0,2300	0,2130	0,1976	2,333	1,280	1,146	1,8640	2,20	56,0
0,41	0,2522	0,2331	0,2159	0,2000	2,367	1,287	1,150	1,8856	2,23	56,5
0,42	0,2559	0,2360	0,2181	0,2021	2,400	1,294	1,153	1,9072	2,26	57,0
0,43	0,2586	0,2390	0,2209	0,2042	2,433	1,301	1,157	1,9288	2,29	58,0
0,44	0,2618	0,2420	0,2233	0,2065	2,467	1,308	1,160	1,9504	2,32	58,5
0,45	0,2642	0,2440	0,2259	0,2090	2,500	1,315	1,164	1,9720	2,35	59,0
0,46	0,2672	0,2465	0,2280	0,2117	2,533	1,322	1,168	1,9936	2,38	60,0
0,47	0,2701	0,2495	0,2301	0,2139	2,567	1,329	1,171	2,0152	2,41	60,5
0,48	0,2733	0,2521	0,2325	0,2159	2,600	1,336	1,175	2,0368	2,44	61,0
0,49	0,2762	0,2549	0,2352	0,2180	2,633	1,343	1,179	2,0584	2,47	61,5
0,50	0,2800	0,2580	0,2380	0,2200	2,667	1,350	1,182	2,0800	-	62,0
0,51	0,283	0,263	0,242	0,223	2,700	1,357	1,186	2,1016		62,5
0,52	0,286	0,266	0,244	0,225	2,733	1,364	1,190	2,1232		63,0
0,53	0,289	0,268	0,246	0,227	2,767	1,371	1,193	2,1448		63,5
0,54	0,292	0,271	0,249	0,229	2,800	1,378	1,197	2,1664		63,5
0,55	0,294	0,273	0,251	0,231	2,833	1,385	1,201	2,1880		64,0
0,56	0,297	0,275	0,253	0,233	2,867	1,392	1,204	2,2096		64,0
0,57	0,300	0,277	0,256	0,235	2,900	1,399	1,208	2,2312		64,5
0,58	0,303	0,280	0,258	0,237	2,933	1,406	1,212	2,2528		64,5
0,59	0,305	0,282	0,260	0,239	2,967	1,413	1,215	2,2744		64,5
0,60	0,308	0,284	0,262	0,241	3,000	1,420	1,219	2,2960		65,0
0,61	0,311	0,287	0,264	0,243	3,033	1,427	1,223	2,3176		65,0
0,62	0,314	0,289	0,267	0,245	3,067	1,434	1,226	2,3392		65,0
0,63	0,316	0,291	0,269	0,247	3,100	1,441	1,230	2,3608		65,0
0,64	0,319	0,293	0,271	0,249	3,133	1,448	1,233	2,3824		65,0
0,65	0,321	0,295	0,273	0,251	3,167	1,455	1,237	2,4040		65,0

% elemento	DIC 5	6	7	8	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Rc 1/16"
0,66	0,324	0,297	0,275	0,253	3,200	1,462	1,241	2,4256		65,0
0,67	0,326	0,299	0,277	0,255	3,233	1,469	1,244	2,4472		65,0
0,68	0,329	0,301	0,279	0,257	3,267	1,476	1,248	2,4688		65,0
0,69	0,331	0,303	0,281	0,259	3,300	1,483	1,252	2,4904		65,0
0,70	0,334	0,306	0,283	0,260	3,333	1,490	1,255	2,5120		65,0
0,71	0,336	0,308	0,285	0,262	3,367	1,497	1,259	2,5336		65,0
0,72	0,339	0,310	0,287	0,264	3,400	1,504	1,262	2,5552		65,0
0,73	0,341	0,312	0,289	0,266	3,433	1,511	1,266	2,5768		65,0
0,74	0,343	0,314	0,291	0,268	3,467	1,518	1,270	2,5984		65,0
0,75	0,346	0,316	0,293	0,270	3,500	1,525	1,273	2,62		65,0
0,76	0,348	0,318	0,295	0,271	3,573	1,532	1,276	2,6416		65,0
0,77	0,350	0,320	0,297	0,273	3,567	1,539	1,280	2,6632		65,0
0,78	0,352	0,322	0,299	0,275	3,600	1,546	1,284	2,6848		65,0
0,79	0,354	0,324	0,301	0,276	3,633	1,553	1,287	2,7064		65,0
0,80	0,356	0,326	0,303	0,278	3,667	1,560	1,291	2,7280		65,0
0,81	0,358	0,328	0,305	0,280	3,700	1,567	1,294	3,7496		65,0
0,82	0,360	0,330	0,307	0,282	3,733	1,574	1,298	2,7712		65,0
0,83	0,362	0,332	0,309	0,284	3,767	1,581	1,301	2,7928		65,0
0,84	0,364	0,334	0,310	0,286	3,800	1,588	1,306	2,8144		65,0
0,85	0,366	0,336	0,312	0,287	3,833	1,595	1,309	2,8360		65,0
0,86	0,368	0,338	0,314	0,289	3,867	1,602	1,313	2,8576		65,0
0,87	0,370	0,340	0,316	0,291	3,900	1,609	1,317	2,8792		65,0
0,88	0,372	0,342	0,318	0,293	3,933	1,616	1,320	2,9002		65,0
0,89	0,374	0,344	0,319	0,294	3,967	1,623	1,321	2,9224		65,0
0,90	0,375	0,346	0,321	0,296	4,000	1,630	1,324	2,9440		65,0
0,91					4,033	1,637	1,331	2,9656		
0,92					4,067	1,644	1,334	2,9872		
0,93					4,100	1,651	1,338	3,0088		
0,94					4,133	1,658	1,343	3,0304		
0,95					4,167	1,665	1,345	3,0520		
0,96					4,200	1,672	1,349	3,0736		
0,97					4,233	1,679	1,352	3,0952		
0,98					4,267	1,686	1,356	3,1168		
0,99					4,300	1,693	1,360	3,1384		
1,00					4,333	1,700	1,364	3,1600		

% elemento	Mn	Si	Ni	Cr
1,01	4,367	1,707	1,367	3,1816
1,02	4,400	1,714	1,370	3,2032
1,03	4,433	1,721	1,375	3,2248
1,04	4,467	1,728	1,378	3,2464
1,05	4,500	1,735	1,382	3,2680
1,06	4,533	1,742	1,386	3,2896
1,07	4,567	1,749	1,389	3,3112
1,08	4,600	1,756	1,393	3,3328
1,09	4,633	1,763	1,396	3,3544
1,10	4,667	1,770	1,400	3,3760
1,11	4,700	1,777	1,403	3,3976
1,12	4,733	1,784	1,406	3,4192
1,13	4,767	1,791	1,411	3,4408
1,14	4,800	1,798	1,414	3,4624
1,15	4,833	1,805	1,418	3,4840
1,16	4,867	1,812	1,422	3,5056
1,17	4,900	1,819	1,426	3,5272
1,18	4,933	1,826	1,429	3,5488
1,19	4,967	1,833	1,433	3,5704
1,20	5,000	1,840	1,437	3,5920
1,21	5,051	1,847	1,440	3,6136
1,22	5,102	1,854	1,444	3,6352
1,23	5,153	1,861	1,447	3,6568
1,24	5,204	1,868	1,450	3,6784
1,25	5,255	1,875	1,454	3,700
1,26	5,306	1,828	1,458	3,7216
1,27	5,357	1,889	1,461	3,7432
1,28	5,408	1,896	1,465	3,7648
1,29	5,459	1,903	1,470	3,7864
1,30	5,510	1,910	1,473	3,8080
1,31	5,561	1,917	1,476	3,8296
1,32	5,612	1,924	1,481	3,8512
1,33	5,663	1,931	1,484	3,8728
1,34	5,714	1,938	1,487	3,8944
1,35	5,765	1,945	1,491	3,9160

% elemento	Mn	Si	Ni	Cr
1,36	5,816	1,952	1,495	3,9376
1,37	5,867	1,959	1,498	3,9592
1,38	5,918	1,966	1,501	3,9808
1,39	5,969	1,973	1,506	4,0024
1,40	6,020	1,980	1,509	4,0240
1,41	6,071	1,987	1,512	4,0456
1,42	6,122	1,994	1,517	4,0672
1,43	6,173	2,001	1,520	4,0888
1,44	6,224	2,008	1,523	4,1104
1,45	6,275	2,015	1,527	4,1320
1,46	6,326	2,022	1,531	4,1536
1,47	6,377	2,029	1,535	4,1752
1,48	6,428	2,036	1,538	4,1968
1,49	6,479	2,043	1,541	4,2174
1,50	6,530	2,050	1,545	4,2390
1,51	6,581	2,057	1,5563	4,2616
1,52	6,632	2,064	1,5606	4,2832
1,53	6,683	2,071	1,5649	4,3048
1,54	6,734	2,078	1,5692	4,3264
1,55	6,785	2,085	1,5735	4,3480
1,56	6,836	2,092	1,5778	4,3696
1,57	6,887	2,099	1,5821	4,3912
1,58	6,938	2,106	1,5864	4,4128
1,59	6,989	2,113	1,5907	4,4344
1,60	7,040	2,120	1,5950	4,4560
1,61	7,091	2,127	1,5995	4,4776
1,62	7,142	2,134	1,6040	4,4990
1,63	7,193	2,141	1,6085	4,5208
1,64	7,224	2,148	1,6130	4,5424
1,65	7,295	2,155	1,6175	4,5640
1,66	7,346	2,162	1,6220	4,5856
1,67	7,397	2,169	1,6265	4,6072
1,68	7,448	2,176	1,6310	4,6288
1,69	7,449	2,183	1,6355	4,6504
1,70	7,550	2,190	1,640	4,6720

% elemento	Mn	Si	Ni	Cr
1,71	7,601	2,197	1,643	4,6936
1,72	7,652	2,204	1,648	4,7152
1,73	7,703	2,211	1,652	4,7368
1,74	7,754	2,218	1,656	4,7914
1,75	7,805	2,225	1,660	7,4800
1,76	7,856	2,232	1,664	
1,77	7,907	2,239	1,668	
1,78	7,958	2,246	1,672	
1,79	8,009	2,253	1,676	
1,80	8,060	2,260	1,680	
1,81	8,111	2,267	1,687	
1,82	8,162	2,274	1,694	
1,83	8,213	2,281	1,701	
1,84	8,315	2,288	1,708	
1,85	8,366	2,295	1,715	
1,86	8,417	2,302	1,722	
1,87	8,468	2,309	1,729	
1,88	8,519	2,316	1,736	
1,89	8,570	2,323	1,743	
1,90	8,621	2,330	1,750	
1,91	8,672	2,337	1,7529	
1,92	8,723	2,344	1,7558	
1,93	8,774	2,351	1,7587	
1,94	8,825	2,358	1,7616	
1,95	8,876	2,364	1,7645	
1,96		2,372	1,7674	
1,97		2,379	1,7703	
1,98		2,386	1,7732	
1,99		2,393	1,7761	
2,00		2,400	1,7790	

%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni
2,01	1,7841	2,39	2,0014	2,76	2,294	3,14	-	3,51	-
2,02	1,7892	2,40	2,0080	2,77	2,303	3,15	2,735	3,52	-
2,03	1,7943	2,41	2,015	2,78	2,312	3,16	2,784	3,53	-
2,04	1,7994	2,42	2,022	2,79	2,321	3,17	2,761	3,54	-
2,05	1,8045	2,43	2,029	2,80	2,330	3,18	2,774	3,55	-
2,06	1,8096	2,44	2,036	2,81	2,3408	3,19	2,787	3,56	-
2,07	1,8147	2,45	2,043	2,82	2,3516	3,20	2,80	3,57	-
2,08	1,8198			2,83	2,3624			3,58	-
2,09	1,8249	2,46	2,050	2,84	2,3732	3,21	2,815	3,59	-
2,10	1,830	2,47	2,057	2,85	2,3840	3,22	2,830	3,60	-
		2,48	2,064			3,23	2,845		
2,11	1,8352	2,49	2,071	2,86	2,3948	3,24	2,860	3,61	-
2,12	1,8402	2,50	2,078	2,87	2,4056	3,25	2,875	3,62	-
2,13	1,8454			2,88	2,4164	3,26	2,890	3,63	-
2,14	1,8506	2,51	2,0857	2,89	2,4272	3,27	2,905	3,64	-
2,15	1,8558	2,52	2,0934	2,90	2,4380	3,28	2,920	3,65	-
		2,53	2,1011			3,29	2,935	3,66	-
2,16	1,8610	2,54	2,1088	2,91	2,4487				
2,17	1,8662	2,55	2,1165	2,92	2,4594	3,30	2,950	3,67	-
2,18	1,8714			2,93	2,4701			3,68	-
2,19	1,8766	2,56	2,1242	2,94	2,4808	3,31	2,965	3,69	-
2,20	1,8820	2,57	2,1319	2,95	2,4915	3,32	2,980	3,70	-
		2,58	2,1396			3,33	2,995	3,71	-
2,21	1,888	2,59	2,1473	2,96	2,5022				
2,22	1,894	2,60	2,1550	2,97	2,5129	3,34	3,010	3,72	-
2,23	1,900			2,98	2,5236	3,35	3,025	3,73	-
2,24	1,906	2,61	2,1635	2,99	2,5343	3,36	3,040	3,74	-
2,25	1,912	2,62	2,1720	3,00	2,5450	3,37	3,055	3,75	-
		2,63	2,1805			3,38	3,070	3,76	-
2,26	1,918	2,64	2,1890	3,01	2,5575				
2,27	1,924	2,65	2,1975	3,02	2,5700	3,39	3,085	3,77	-
2,28	1,930			3,03	2,5825	3,40	3,10	3,78	-
2,29	1,936	2,66	2,2060	3,04	2,5950	3,41	3,116	3,79	-
2,30	1,942	2,67	2,2145	3,05	2,6075	3,42	3,132	3,80	-
		2,68	2,2230			3,43	3,148		
2,31	1,9486	2,69	2,2315	3,06	2,6200	3,44	3,164	3,81	-
2,32	1,9552	2,70	2,240	3,07	2,6325	3,45	3,180	3,82	-
2,33	1,9618			3,08	2,6450	3,46	3,196	3,83	-
2,34	1,9684	2,71	2,249	3,09	2,5575	3,47	3,222	3,84	-
2,35	1,9750	2,72	2,258	3,10	2,67	3,48	3,228	3,85	-
		2,73	2,267						
2,36	1,9816	2,74	2,276	3,11	2,696	3,49	3,244	3,86	-
2,37	1,9882	2,75	2,285	3,12	2,709	3,50	3,26		
2,38	1,9948			3,13	2,722				

MEDIDA DA TEMPERABILIDADE :

Pràticamente são consideradas barras de vários diâmetros. Examina-se a estrutura ou a dureza. Fornece informações sôbre o diâmetro crítico (ideal para certo meio). A partir de H se pode ter o diâmetro crítico.

MÉTODO DE JOMINY - Por causa da dificuldade em se obter um conhecimento rápido das propriedades de temperabilidade, principalmente de partidas de aços e a relação entre elas JOMINY idealizou o seguinte método: Uma barra de aço cilíndrica de 1 polegada de diâmetro e 4 polegadas de comprimento é austenitizada e colocada num dispositivo tal que a prende por uma extremidade e lança um jato de água pela outra extremidade. Inicia-se a formação da martensita logo nesta extremidade e ao longo do corpo cilíndrico outras estruturas vão se formando com a menor velocidade de esfriamento, conforme o tipo de aço usado. Após 20 minutos, desliga-se o jato e retira-se a barra. Pratica-se em posições diametralmente opostas dois rebaixamentos planos e paralelos, retirando-se 0,5 mm de material de cada ponta do diâmetro comum.

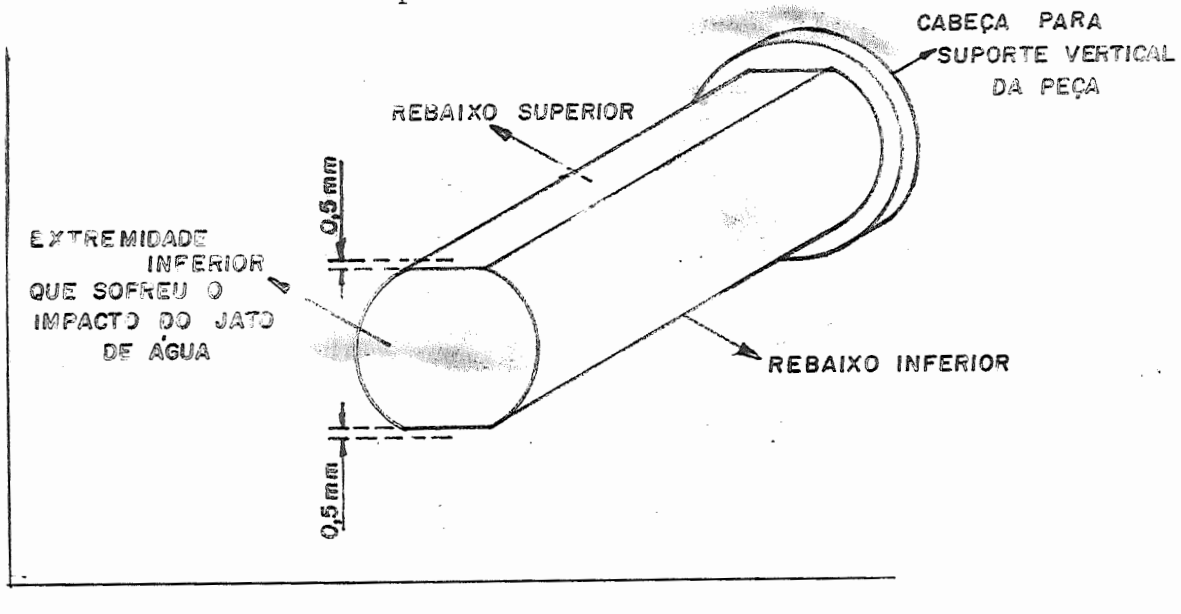


FIGURA 33

No rebaixo superior da figura 35 realiza-se a determinação da dureza em ROCKWELL C, em cada 1/16 polegada, a partir da extremidade inferior, até completar 3 polegadas.

Lançando-se as medidas de dureza em função das distâncias em unidades de 1/16 polegada, se obtém uma curva, figura 36 , que nos fala a respeito do aço, se possuia alta, média ou baixa temperabilidade, bastando examinar como cai a curva, onde ela sofre inflexão, até que ponto existe 100% de martensita, até onde existe 50% de martensita ou mesmo a distância até alguma dureza selecionada.

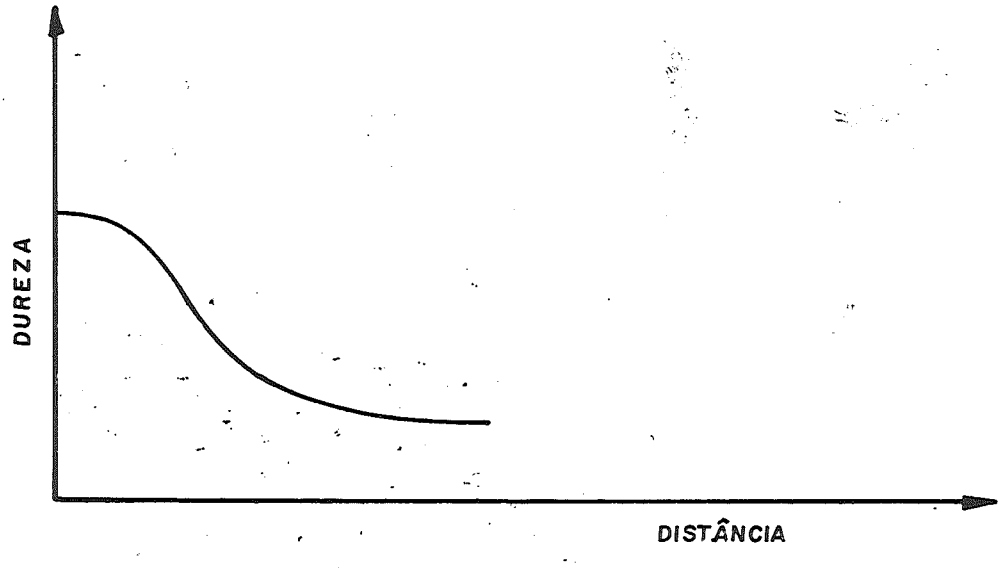
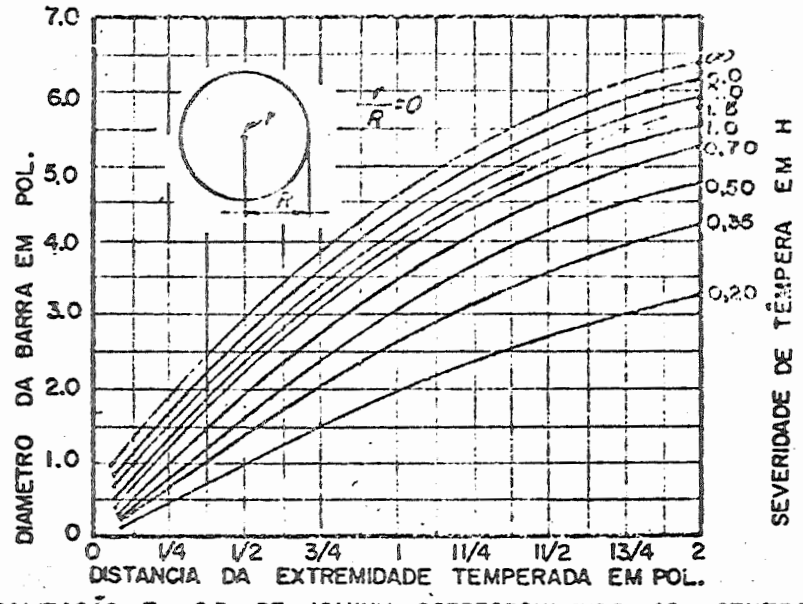


FIGURA 36

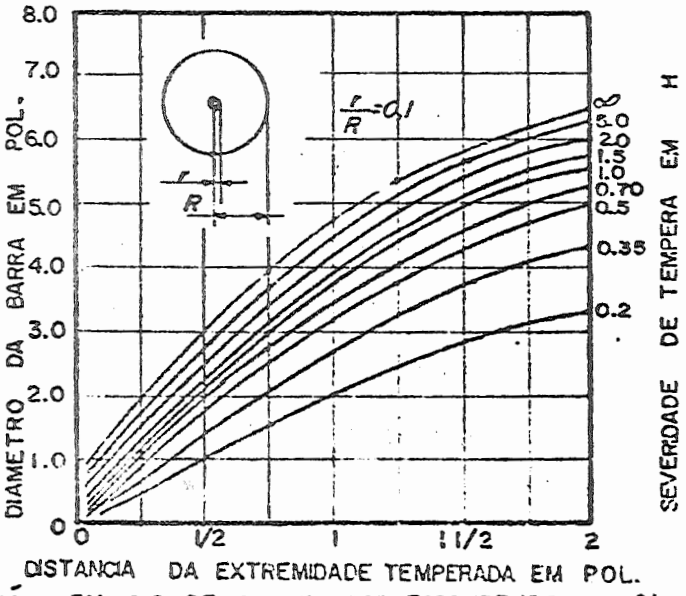
Procurar um critério que relacione uma determinada distância na curva JOMINY com a mesma dureza numa certa posição no interior de uma barra do mesmo aço tratado depende de supor que os dois pontos relacionados sofreram a mesma velocidade de esfriamento. Entretanto as causas de esfriamento, nos dois casos, não possuem uma relação linear no sentido geral. Há um critério que relaciona as duas curvas para o esfriamento só entre as temperaturas de 700 e 500°C.

Com isto se obtém relações entre o diâmetro da barra e a distância



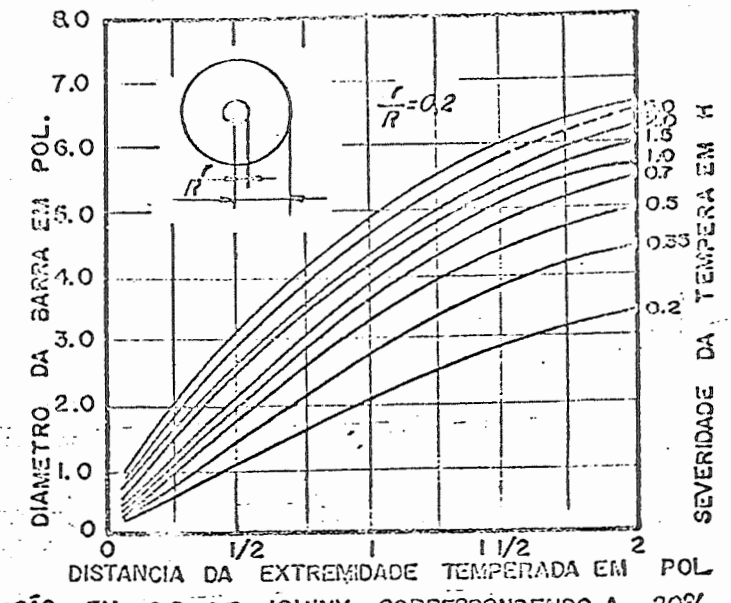
LOCALIZAÇÃO E C.P. DE JOMINY CORRESPONDENDO AO CENTRO DE BARRAS REDONDAS

FIGURA 37



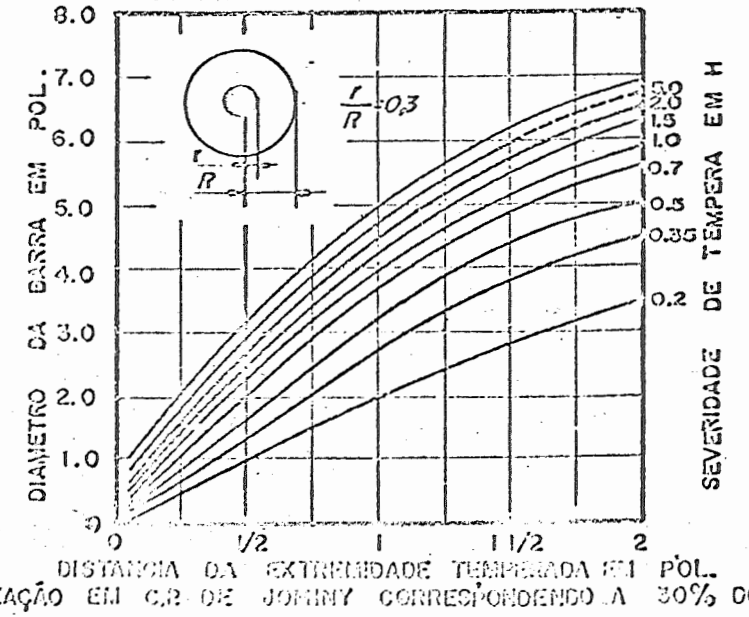
LOCALIZAÇÃO EM C.P. DE JOMINY CORRESPONDENDO A 10% DO CENTRO DE BARRAS REDONDAS

FIGURA 38



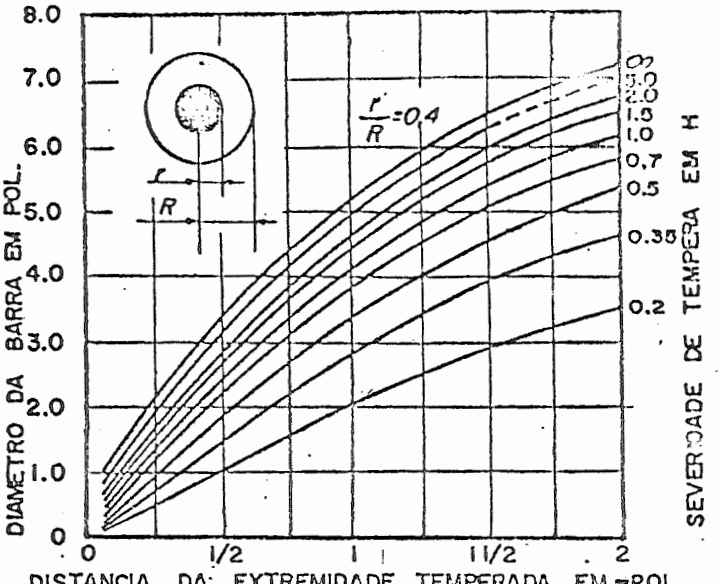
LOCALIZAÇÃO EM C.P. DE JOMINY CORRESPONDENDO A 20% DO CENTRO DE BARRA REDONDA

FIGURA 39



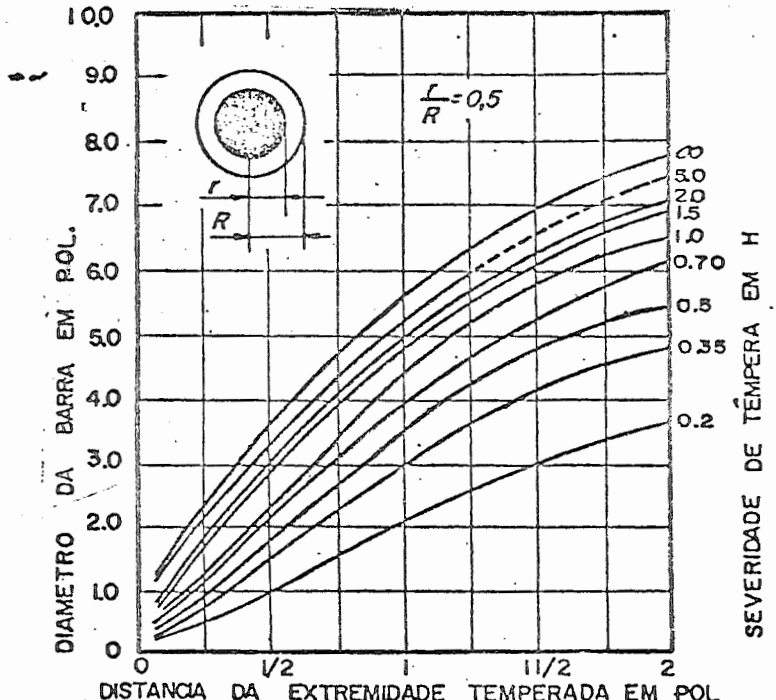
LOCALIZAÇÃO EM C.P. DE JOMINY CORRESPONDENDO A 30% DO CENTRO DE BARRA REDONDA

FIGURA 40



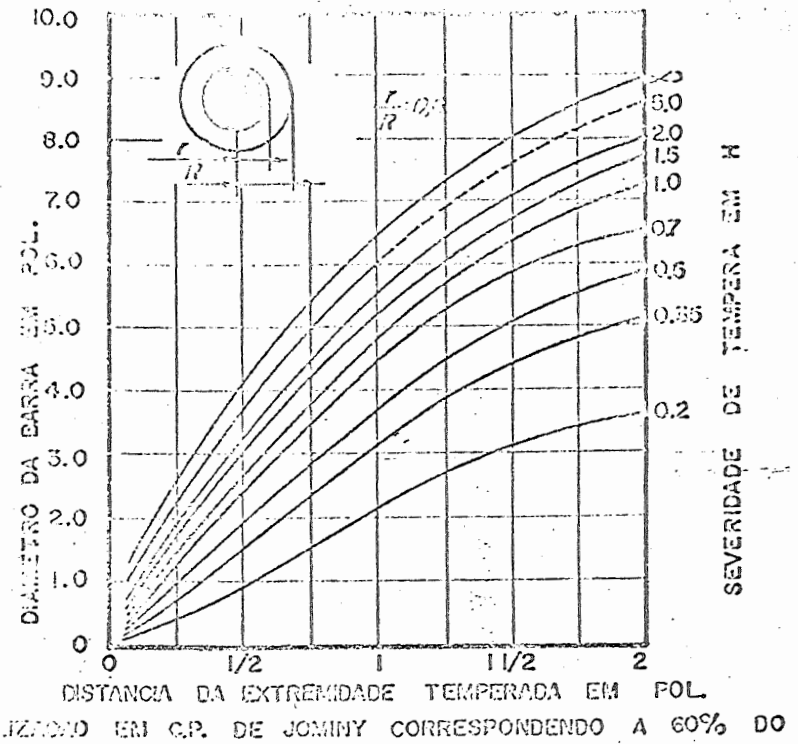
LOCALIZAÇÃO EM C.P. DE JOMINY CORRESPONDENDO A 40% DO CENTRO DE BARRAS REDONDAS

FIG. 41



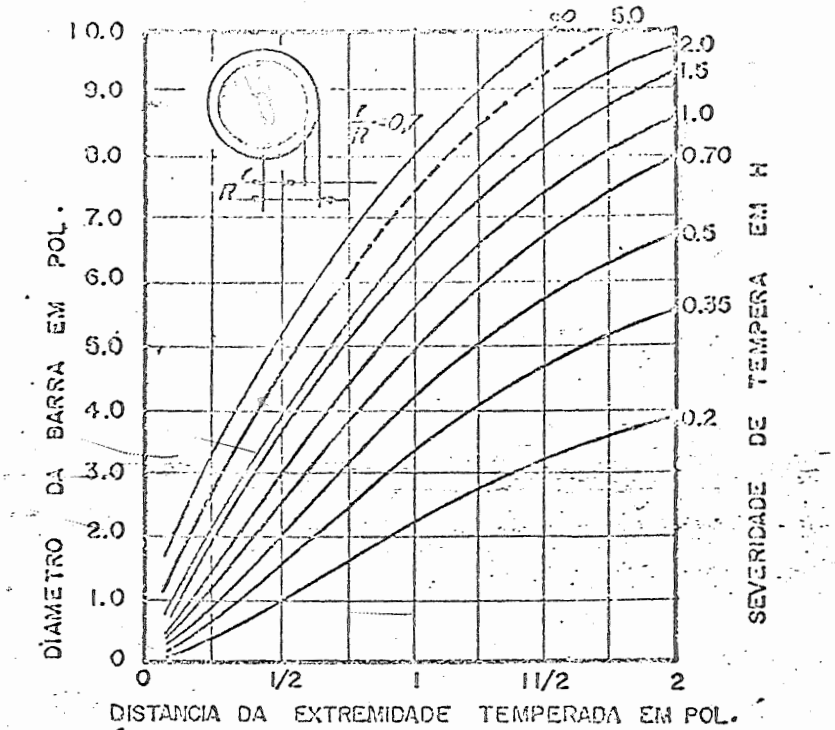
LOCALIZAÇÃO EM C.P DE JOMINY CORRESPONDENDO A 50% DO CENTRO DE BARRAS REDONDAS

FIG. 42



LOCALIZAÇÃO EM C.P. DE JOMINY CORRESPONDENDO A 60% DO CENTRO DE BARRA REDONDA

FIGURA 43



LOCALIZAÇÃO EM C.P. DE JOMINY CORRESPONDENDO A 70% DO CENTRO DE BARRAS REDONDAS

FIGURA 44

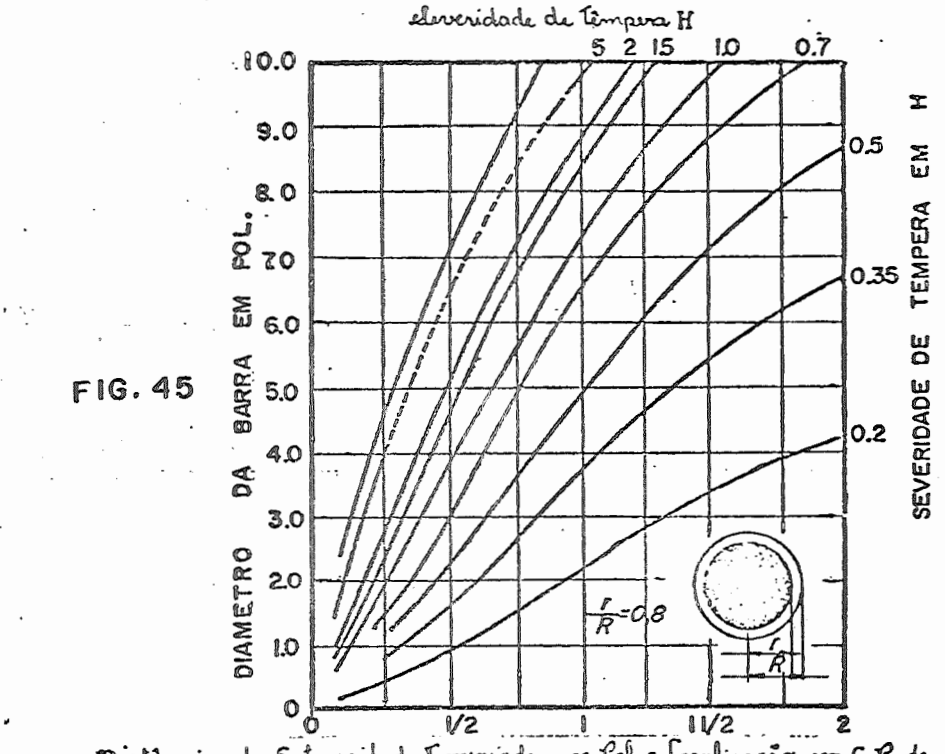


FIG. 45

Distância da Extremidade Temperada em Pol. - Localização em C.P. de Jominy correspondendo a 80% do Centro de Barras Redondas

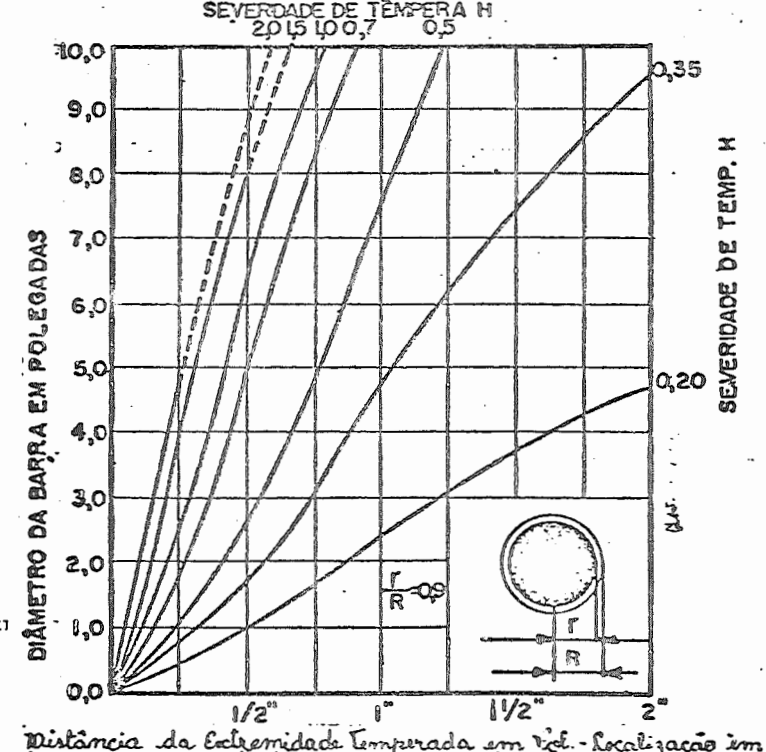
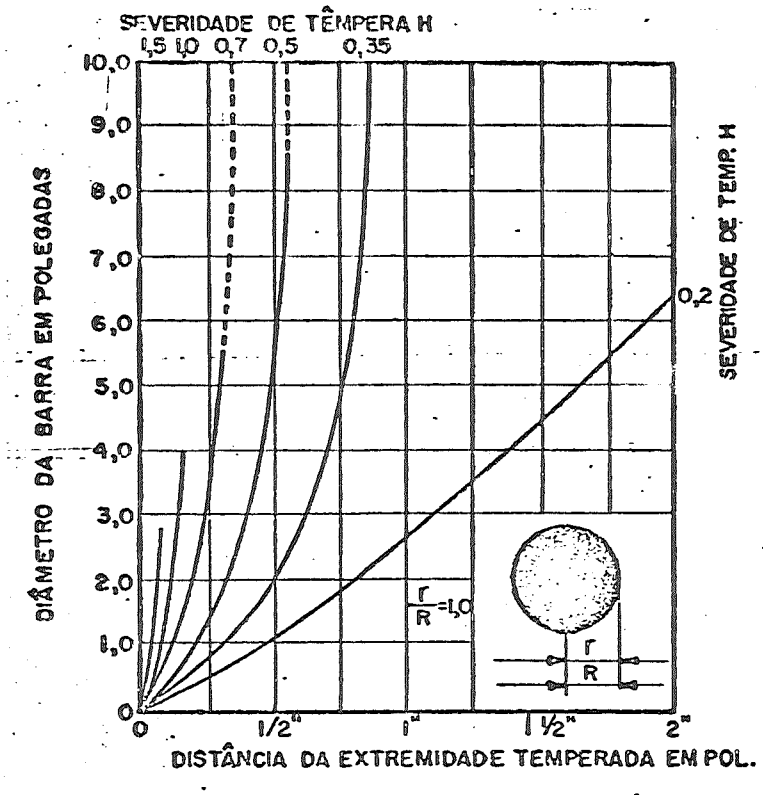


FIG. 46

Distância da Extremidade Temperada em Pol. - Localização em C.P. de Jominy correspondendo a 90% do Centro de Barras Ø



LOCALIZAÇÃO EM C.P. DE JOMINY CORRESPONDENDO A SUPERFÍCIE DE BARRAS ϕ

FIG. 47

JOMINY que dêem a mesma dureza no eixo, a 1/10 do diâmetro da barra, a 2/10, até 9/10 do diâmetro. São correspondentes as figuras

Para o critério de se supor 50% martensita, a dureza correspondente para o eixo de uma barra nos indicará com relação à distância JOMINY o diâmetro crítico da mesma.

AUSTENITA RETIDA

Quando um aço é totalmente temperado, de modo que a austenita não se decomponha antes de M_s, temos uma estrutura 100% martensítica.

Pode acontecer entretanto que alguma porcentagem de austenita não se transforme em martensita. Para aços carbono com menos de 0,6% C isto não é possível. Aço de alto carbono e também com alto cromo, como para ferramentas, esferas, de rolamento são suscetíveis de apresentar apreciável quantidade de austenita retida. Ela pode ser transformada em martensita por refrigeração.

O que caracteriza um aço em apresentar austenita retida é ter sua linha M_f próxima da temperatura ambiente.

Muitos tratamentos qual o caso do tratamento do aço, permanece o mesmo certo tempo no intervalo M_s - M_f, a transformação não prossegue em martensita a não ser vários graus abaixo do subesfriamento. Isto pode acontecer com aços que esfriando em óleo dão austenita retida e esfriando em água não apresentam.

Na construção de blocos padrões é necessário tomar cuidado com o aparecimento de austenita retida. Devem ser os mesmos refrigerados para que haja transformação de tôda a austenita retida em martensita. Em seguida são polidos. N

Não refrigerando pode a austenita se transformar lentamente em martensita à temperatura ambiente o que deforma os padrões.

TRATAMENTO REVENIDO - A martensita por si é extremamente quebradiça. Reduz-se a sua fragilidade pelo tratamento revenido, aquecendo-se o aço temperado até certa temperatura inferior a A_1.

É claro que isto diminui a dureza e a resistência à deformação. Quanto mais elevada a temperatura de revenido, menor é esta propriedade.

Entretanto é necessário mesmo que seja para abaixar um pouco a dureza das limas, esferas de rolamentos, porque assim a fragilidade também é diminuida. Nestes casos a temperatura varia entre 100°C a 200°C.

Temperaturas acima de 400 até 675°C diminuem bem a dureza e à resistência, porém a peça fica muito menos frágil.

São três os estágios que o tratamento do revenido pode apresentar:

1º estágio - Vai de 80 a 250°C - Martensita perde sua tetragonalidade e um carbeto de ferro denominado ε é precipitado em forma de plaquetas extremamente finas. A estrutura já estudada por difração de raios X é hexagonal compacto. Há evidência, utilizando também medidas ferromagnéticas de que ε realmente não é cementita.

Mas isto se dá só para concentrações de carbono maiores que 0,25%. A fase ε vai se precipitando até cair a porcentagem do aço para 0,25%C.

A matriz fica com a estrutura do cubo de corpo centrado com supersaturação de carbono. Tempo e temperatura aceleram a precipitação. A dureza do material sobe levemente com o precipitado muito fino.

A decomposição da martensita é rápida no início e obedece à expressão $-\frac{dc}{dt} = K \frac{c}{t^s}$, onde K e s dependem da temperatura.

2º estágio : Vai de 150° a 300° C - Corresponde meramente à decomposição da austenita retida que se transforma em bainita. À temperatura mais elevada a decomposição também é acelerada.

Não havendo austenita retida não há êste estágio.

3º estágio : Inicia-se a 200°C. Forma-se a cementita Fe_3C após a dissolução de $\mathcal{E}$. A austenita com baixo carbono perde pràticamente todo seu carbono e se transforma em ferrita.

A cementita se precipita coerentemente. Para maior temperatura se coalesce.

Experiências feitas com os aços mostram que a sua dureza cai com a temperatura para tempos constantes.(FIG.48)

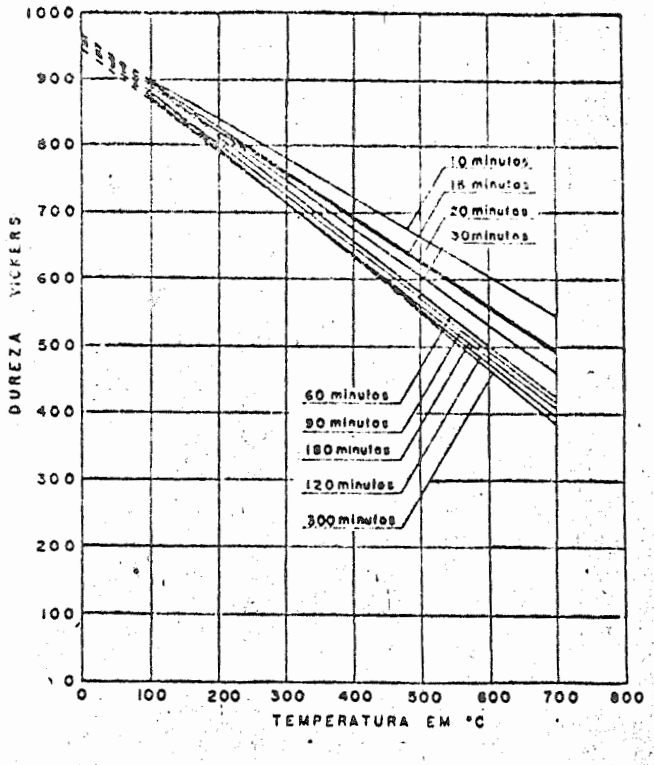
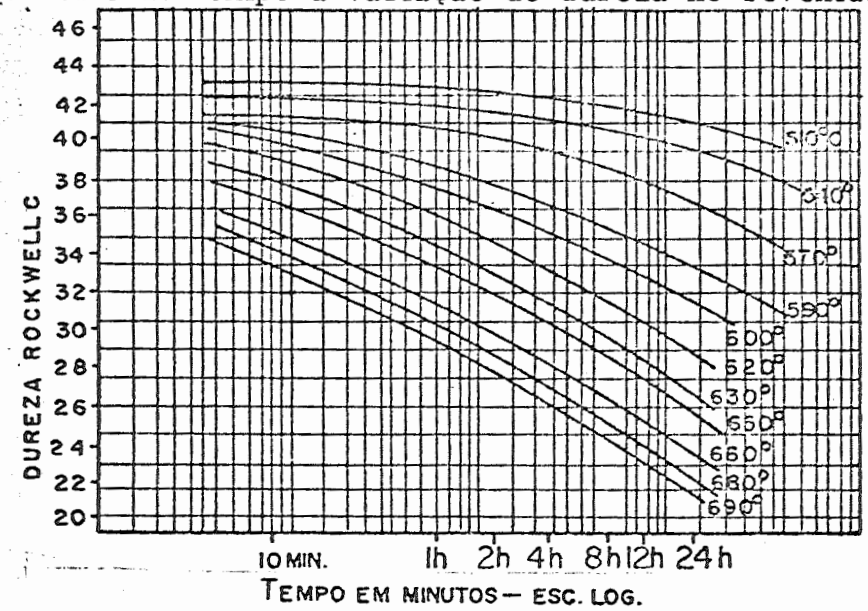


Fig. 48 – Dureza Vickers em função da temperatura de tratamento de revenido (graus centígrados), parâmetro tempo.

É possível se usar também dureza em função de log t para várias temperaturas, dando informações para quando se deseja acompanhar isotèrmicamente no tempo a variação de dureza no revenido. Figura 49



SAE 4340 C=0,355 Mn=0,66 P=0,024 S=0,017 Si=0,28 Cr=0,70 Ni=1,58 Mo=0,37

REVENIDO À VÁRIAS TEMPERATURAS

FIGURA 49

Entetanto, talvez seja mais interessante para o técnico que esteja interessado em manter determinada dureza o uso de um gráfico conforme a figura 50.

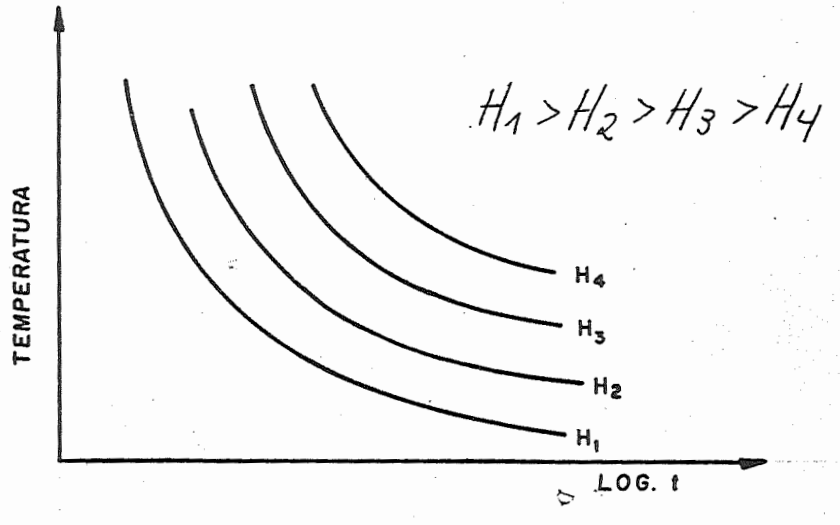


FIGURA 50

Constituem as linhas de isodureza ou isoadâmicas.

Hollomon e Jaffe adotaram uma expressão para essas variações:

$$D = P \left[T (c + \log t) \right]$$

D - Dureza em Rockell C

P - função do parâmetro T (c + log t)

T - temperatura em ^{o}K

t - tempo em horas.

c - parâmetro variável com o aço e a temperatura inicial de têmpera (no caso do aço tipo RCC o valor é igual a 14,4 e a temperatura em ^{o}F).

Para as retas obtidas segundo a figura 48 , obteve-se a relação conforme o quadro abaixo.

Tempo (minutos)	Equação (X em °C e y em dureza Vickers)
10	y = 753,8 — 0,65 X
15	y = 752,6 — 0,67 X
20	y = 748,0 — 0,67 X
30	y = 738,6 — 0,72 X
60	y = 724,7 — 0,78 X
90	y = 714,0 — 0,77 X
120	y = 702,3 — 0,80 X
180	y = 703,0 — 0,77 X
300	y = 702,6 — 0,83 X

Para aços carbono e com elementos de liga com baixa e média porcentagem, contendo de 0,15 a 0,5% C, o valor de C é 20. A relação dêstes autôres parece ser a mais simples no manuseio prático. A relação entre a dureza (R_c) e o parâmetro é dada na figura 51 .

ENDURECIMENTO SECUNDÁRIO:

A divisão anterior em 3 estágios pode ser prejudicada quando usamos aços que apresentam apreciável quantidade de carbetos formados com elementos de liga. Por exemplo, determinando a curva isocrônica (dureza em função da temperatura) para o revenido de um aço com 2% Mo, temos a figura 51 .

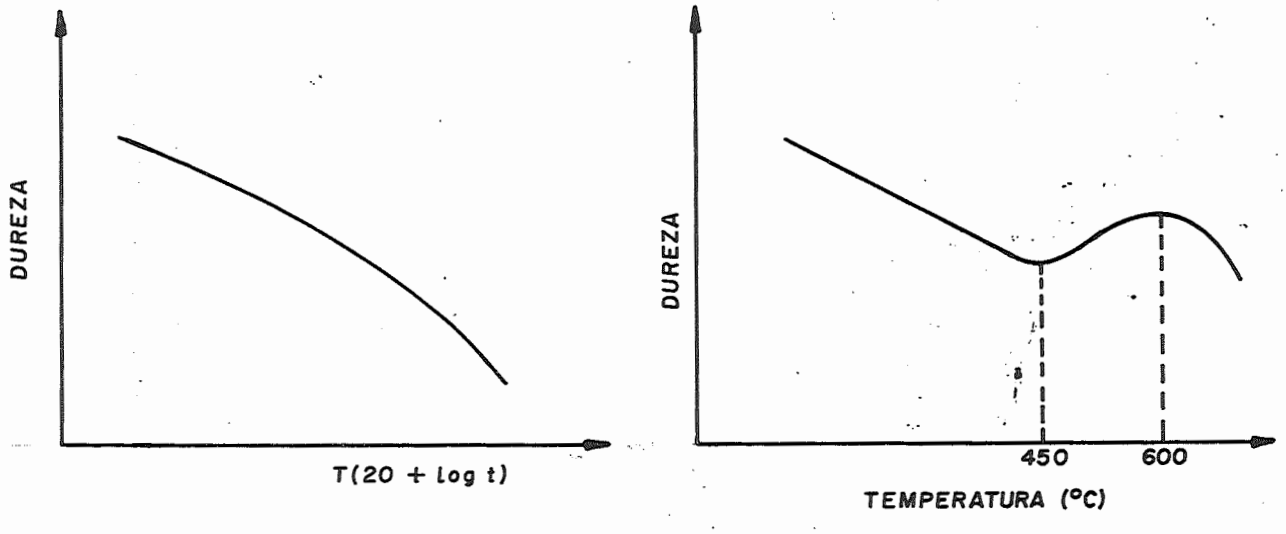


FIGURA 51

Aí se verifica que a dureza cai e sobe de 450°C, até 600°C. A dureza cai ràpidamente se se eleva a temperatura além de 600°C.

Para outros elementos carbonetantes o fenômeno é semelhante apesar de que os picos vêm a se dar em temperaturas diferentes para determinado tempo.

O fenômeno é conhecido pelo nome de endurecimento secundário, e é realmente um fenômeno de endurecimento por precipitação.

Fe_3C é instável perante os outros carbetos.

Êle se redissolve e há precipitação de um nôvo carbeto complexo.

É uma técnica usada para que êstes aços trabalhem em temperaturas mais altas, conservando as boas propriedades mecânicas de resistência.

Mudança de outras propriedades - As propriedades de dureza σ_E, σ_R, Alongamento percentual ξ ou a extricção E variam com o tratamento de revenido. σ_R e σ_E e a dureza caem com o aumento da temperatura de revenido ao passo que ξ e E aumentam. Quando há austenitização, ou, corrigindo: quando há austenita retida, entretanto a extricção não acompanha bem a mudança da temperatura.

Geralmente o aço temperado e revenido é o que apresenta as melhores qualidades ou combinações de propriedades mecânicas.

Por exemplo, a dutilidade no nível de resistência à deformação das peças não é encontrado em nenhum outro tratamento (com exceção do denominado austêmpera).

A resiliência aumenta com o tratamento do revenido, mantendo a peça ainda sua dureza ou resistência mecânica.

Entretanto, no intervalo de 250 a 350°C (fig. 52) há uma diminuição de resiliência. Ainda não se entende bem, mas sabe-se que aços puros e fundidos no vácuo não mostram esta fragilidade, denominada ao azul.

FRAGILIDADE DO REVENIDO - Certos aços ligas têm a sua resiliência diminuida entre as temperaturas de revenido de 550 a 675°C e em seguida lentamente esfriadas. Sendo resfriadas rapidamente não há o fenômeno.

Experimentalmente se tomam os aços temperados e revenidos durante uma hora a 675°C e esfriados em água.

Dá aços não quebradiços e sem tensões.

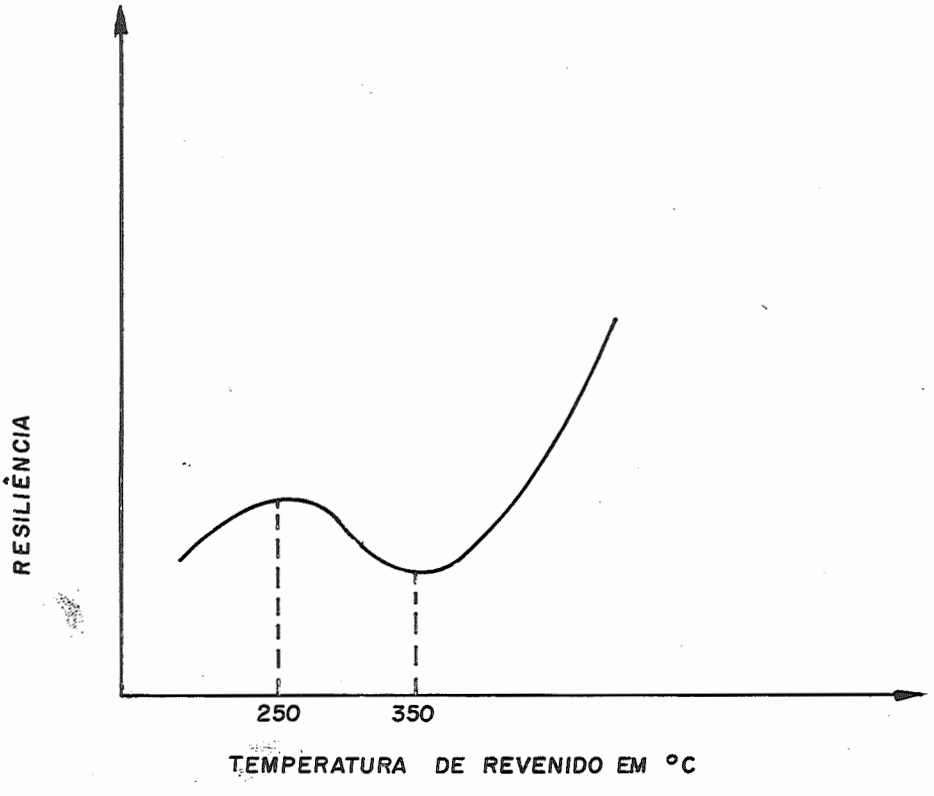


FIGURA 52

Os espécimens são novamente revenidos durante tempos e temperaturas distintas, dando $\Delta\theta$ que é o afastamento das propriedades dútil para frágil, conforme a figura 53 .

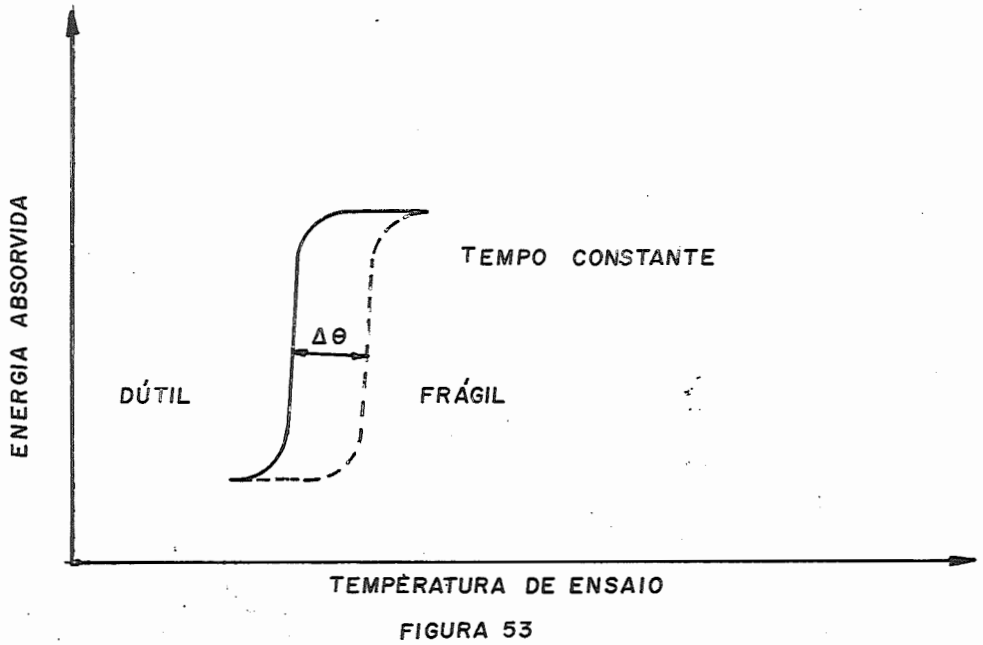


FIGURA 53

Tomam-se a temperatura de fragilidade e o log tempo de fragilidade e levantam-se curvas para o mesmo desvio $\Delta\theta$. Fig. 54

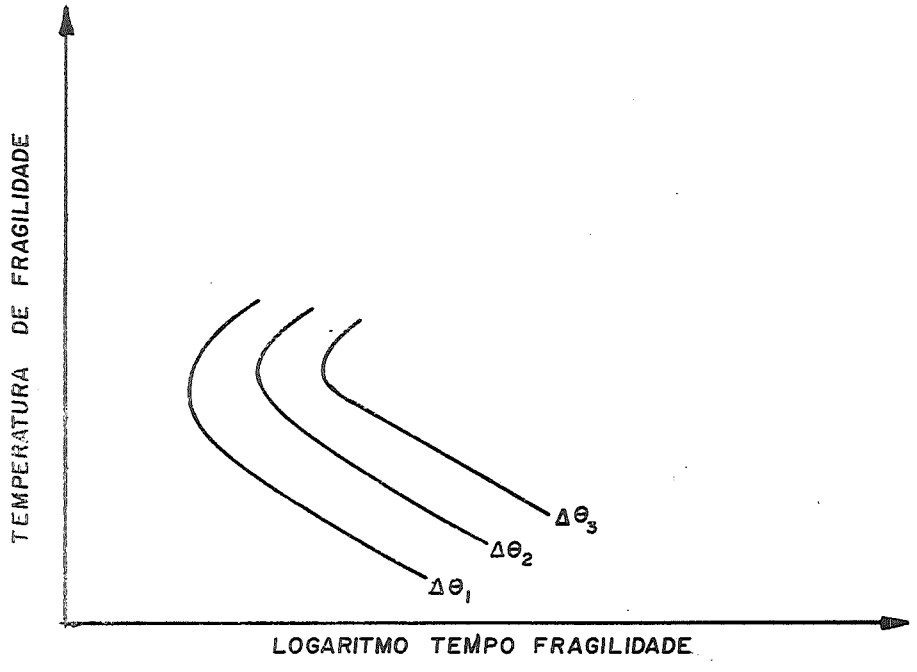


FIGURA 54

Maioria dos aços apresenta o fato entre 500 - 550°C.

é lento e menos significativo acima de 650°C.

Aço comum não tem êste fenômeno;
Aço com níquel também;
Aço com cromo apresenta.
Molibdênio sendo adicionado ao aço comum dá o fenômeno. Se adicionado a outro aço-liga não dá.

Ex: - 0,25% - 0,5% de Mo em liga com níquel e cromo é prática comum para remover o perigo dessa fragilidade. Durante o esfriamento lento de grandes peças após o revenido.

COMPARAÇÃO ENTRE OS DIFERENTES PROCESSOS DE TRATAMENTO DOS AÇOS.

Têmpera e revenido - acabamos de ver a descrição dêstes dois métodos.

Austêmpera - É um processo de transformação isotérmica na região mais inferior do aparecimento da bainita no diagrama TTT.

Em trabalhos conhecidos de DAVENPORT e BAIN em transformação isotérmica, achou-se que aços de 0,6 a 0,9% C desenvolvem uma combi-

nação particular de propriedades quando transformados em bainita a 300°C.

Quando duas peças de aço, por exemplo de 0,74%C, uma foi austemperada e outra esfriada ràpidamente em água, e depois revenida a uma dureza de 50 Rc obtém-se a seguinte tabela.

Propriedade	Austemperada	Temperada e Revenida
		Temperatura de têmpera 790° C - Revenida a 315°C em 30 minutos.
Rockwell C	50,4	50,2
Ponto de escoamento Kg/mm^2	106,0	86,0
Ponto de ruptura Kg/mm^2	199,0	173,0
Alongamento % mm 150 mm	1,9	0,3
Redução da área %	34,5	0,7
Impacto	12,0	1,0 (frag.ao azul)

Vemos a série de vantagens conseguidas neste tratamento. Êste tratamento só é possível em peças de pequenas dimensões, quando se deseja dar nelas alta dureza e razoável dutilidade. A dureza é boa, da ordem de 50 Rc ou 550 Vickers.

O precesso é feito em banho de sal, mas pelo diagrama do aço, pode-se observar o tempo necessário para o aço 1062, a 300°C, correspondendo a quase um dia. Considerando ainda o tempo necessário para aquecer o interior de uma peça de grande diâmetro é possível que o mesmo passe por uma transformação de austenita a perlita. Logo se restringe o

o método a peças pequenas e para finalidade que compensem seu custo total.

Utilizar aços - liga para baixar a linha M_s e obter maior dureza não compensa porque sua curva TTT fica muito para a direita e o tempo de transformação de austenita para bainita é mais longo ainda (mais de uma semana). O preço total da peça é maior ainda por ser aço liga e exigir o tratamento prolongado.

Ver as figuras ns. 55 e 56 explicativas para o aço 1062 e o aço 2512.

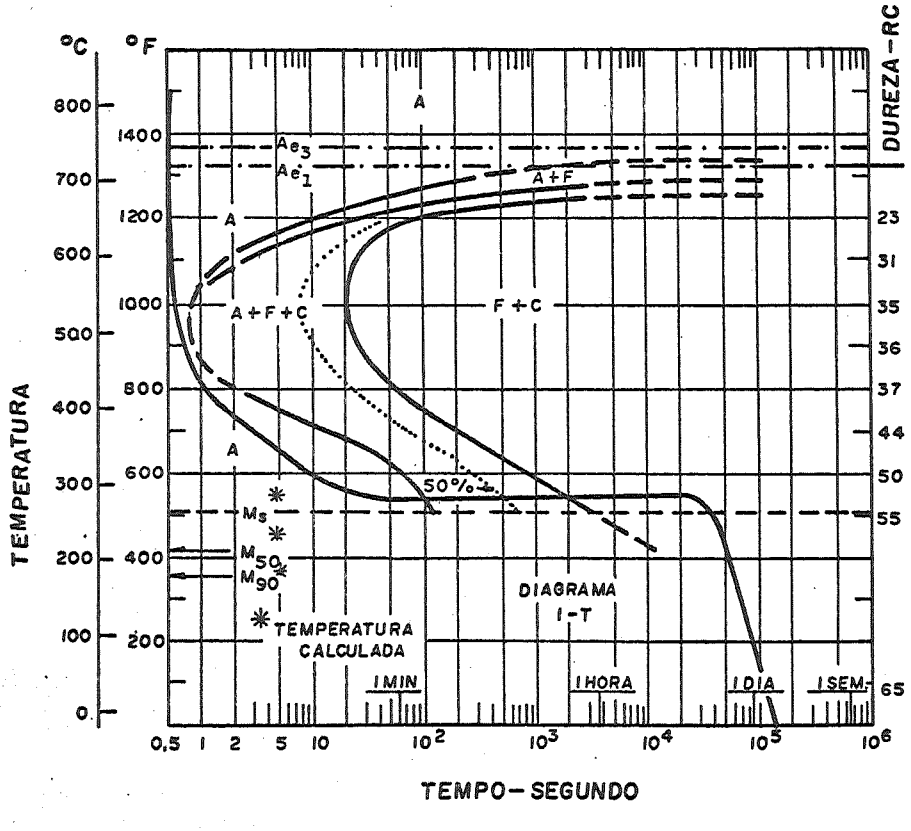


FIGURA 55

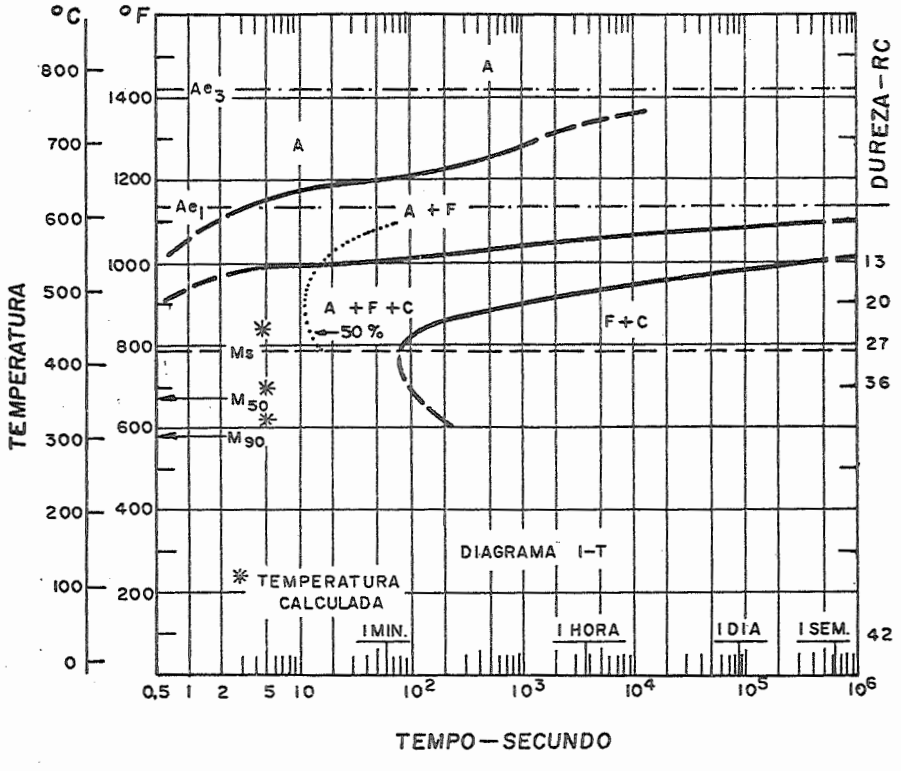

°C
°F
TEMPERATURA
DUREZA-RC
Ae3
Ae1
A
A + F
A + F + C
50 %
F + C
Ms
M50
M90
DIAGRAMA I-T
TEMPERATURA CALCULADA
1 MIN.
1 HORA
1 DIA
1 SEM.
TEMPO — SECUNDO

FIGURA 56

MARTÊMPERA - Realiza-se o esfriamento do aço com velocidade suficiente do trecho austenítico até abaixo do cotovelo da curva TTT, pouco acima da linha M_s. Espera-se que as 2 curvas de esfriamento correspondentes à superfície e ao centro da peça se unam ainda acima de M_s e à esquerda da mesma curva TTT. Em seguida esfria-se ao ar ou em certos casos em óleo.

Também se evita o aparecimento de trincas microscópicas, que são comuns nos aços de alto carbono, quando temperadas violentamente, responsáveis pela diminuição da resistência da peça e aumento de sua fragilidade.

O tratamento está representado pela figura 57 e se fôr em peças grossas, recomenda-se aço liga adequado e maior agitação do meio.

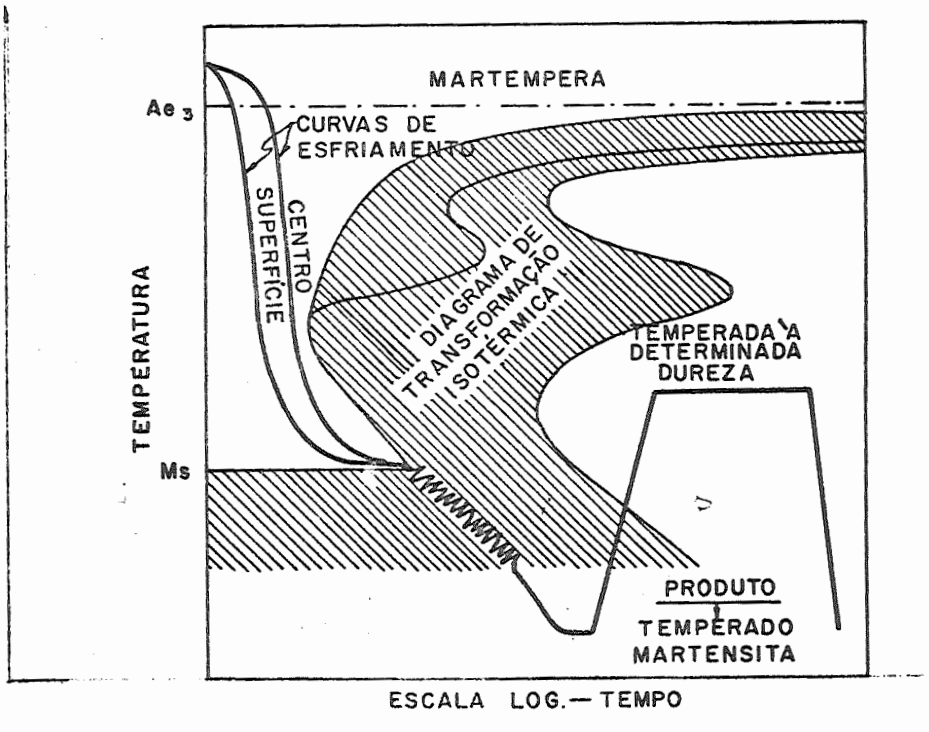


FIGURA 57

Evidentemente na figura se nota o tratamento de revenido necessário após a martêmpera.

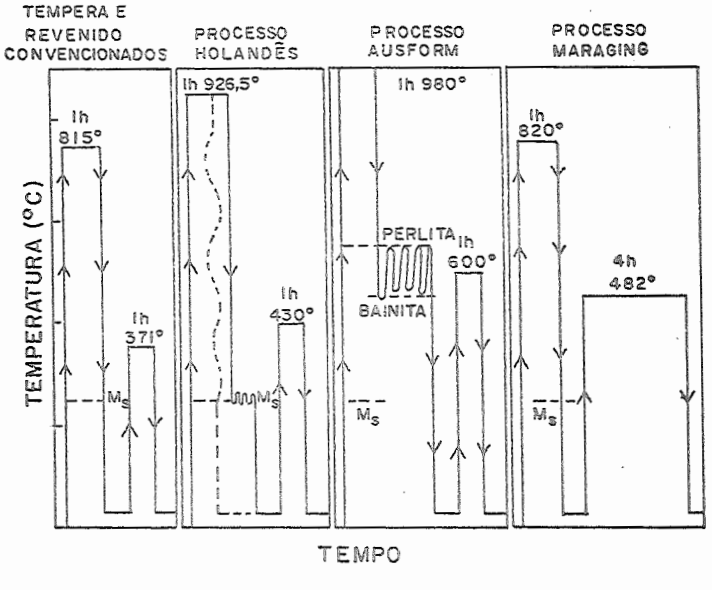
Se as peças, ainda no estado austenítico se empenarem, ainda é possível endireitá-las, após o qual se continua o tratamento.

PROCESSO HOLANDÊS - Em 1954, E. Lips e H. Van Zuilen sugerem um nôvo método para endurecimento, conservando relativa dutilidade. É conhecido pelo nome de processo holandês.

Esquemàticamente é feito assim:

- após o tratamento de austenitização a peça é esfriada até pouco acima da linha M_S e aí é deformada por laminação ou extrusão, dobramento ou outro qualquer.
- em seguida é esfriada ràpidamente convertendo a austenita já encruada em martensita.
- segue-se um processo de revenido a 430°C.

Outra alternativa é deformar contìnuamante a austenita até pouco antes da linha M_S. Em seguida esfriar ràpidamente e revenir. (Fig. 58)



REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DOS PROCESSOS HOLANDES, AUSFORM E MARAGING.

FIGURA 58

Entretanto, encontrou-se muita dificuldade uma vez que a deformação da austenita a decompunha em vários tipos de aço ligas. O processo foi válido em peças pequenas e fios que por meio de uma deformação rápida é rápido esfriamento, quase não permite a decomposição de austenita.

AUSFORM - Anos mais tarde peqquisas intensas realizaram-se na Ford Motor Co. e trouxeram à luz uma liga apropriada para não se decompor num determinado intervalo de temperatura e de transformação.

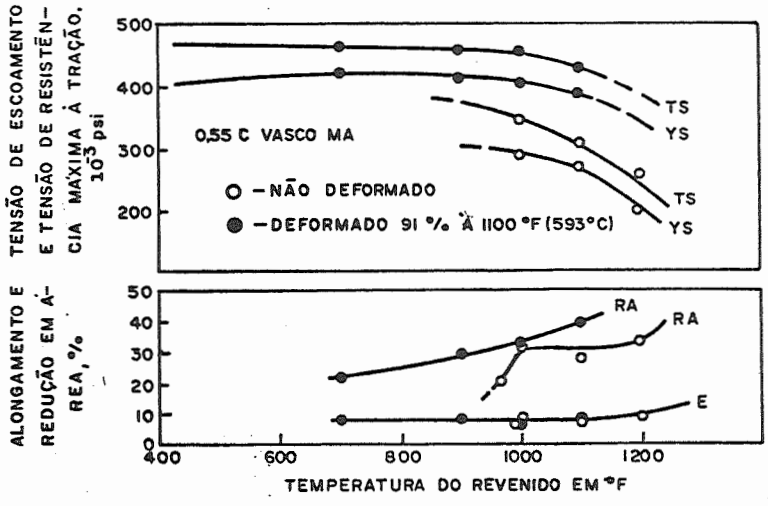
O aço liga é aquecido a 980°C e esfriado até o intervalo de estabilidade maior da austenita que fica razoàvelmente distante da linha do M_s (entre 450 e 550°C). Aí ela é deformada, esfriada ràpidamente. O revenido pouco afeta (figura 58).

Nota-se que é pràticamente estável em extricção para um intervalo que vai desde 190°C até 600°C.

Outras propriedades em função da temperatura são vistas na fig. 59 . Por exemplo, a resistência mecânica dêste aço é maior que 300 Kg/mm^2 em um amplo intervalo de revenido. A dutilidade se equivale aos convencionalmente trabalhados.

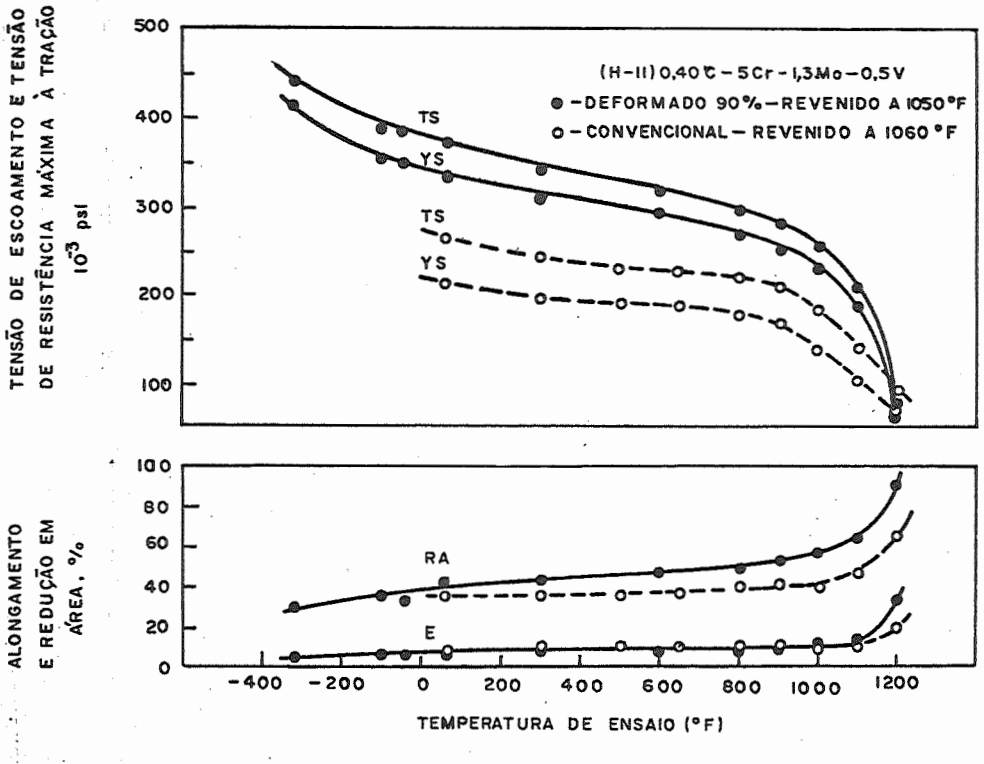
O aço ausfórmico possui uma resistência à temperatura de 610°C maior do que o aço convencional a 500°C. A resistência a 550°C é equivalente ao aço convencional à temperatura ambiente.

Mesmo a resistência à fadiga pode ser observada na figura 60 . A comparação com as propriedades mecânicas no estado ausfórmico ou não é dada na figura 61 . Dois aços citados para êste tratamento são o H-11 e o VASCOJET MA. O primeiro com 0,40% C; 5,0 % Cr; 1,3% Mo e 0,5% V. O 2º com 0,55% C e mais um total de 12 elementos de liga.



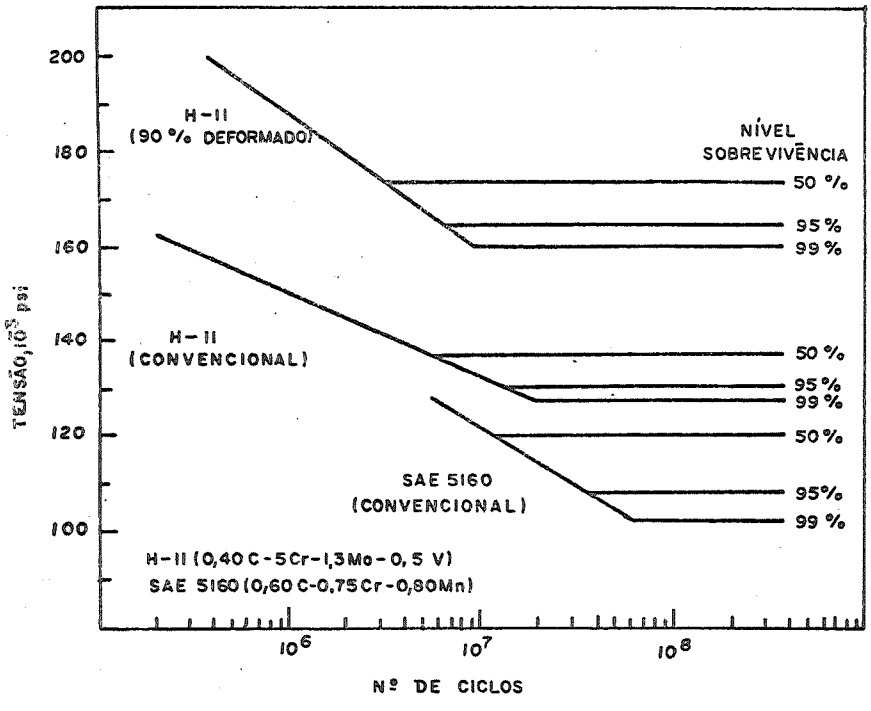
INFLUÊNCIA DO REVENIDO SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO VASCO MA NAS CONDIÇÕES DE AUSFORM E TRATAMENTO TÉRMICO CONVENCIONAL.

FIGURA 59



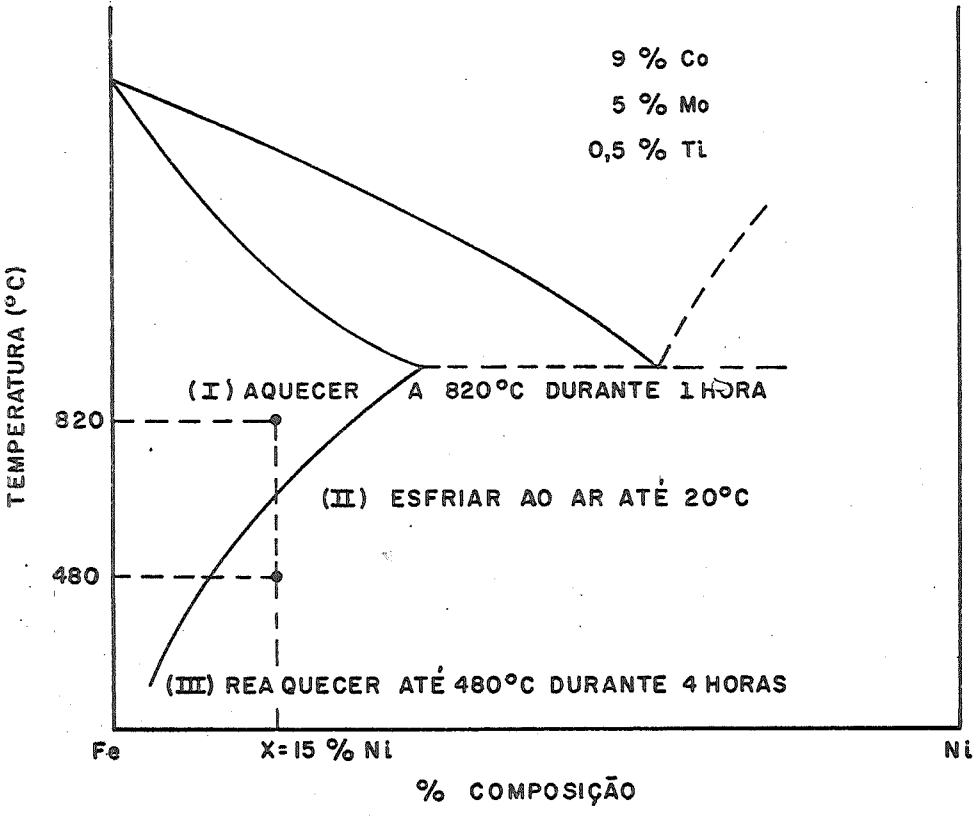
RESISTÊNCIA ÀS TEMPERATURAS CRIOGENICA E ELEVADA, DUTILIDADE DO AÇO AUSFORM E CONVENCIONAL TIPO H-11

FIGURA 60



LIMITE DE RESISTÊNCIA DO AÇO AUSFORM TIPO H-II E CONVENCIONAL TIPO H-II E DOS AÇOS SAE 5160 A VÁRIOS NÍVEI DE SOBREVIVÊNCIA

FIGURA 61



REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO TRATAMENTO "MARAGING"

FIGURA 62

Maraging - A Internacional Nickel Co introduziu também um aço liga no estado martensítico. Êste aço típico contém 15% Ni; 9% Co, 5%Mo, 0,5% Ti e porcentagem negligenciável de carbono (máximo de 0,03% C).

O tratamento térmico de Maraging consiste em aquecê-lo a 820°C, durante 1 hora, esfriá-lo ao ar e depois dar um tratamento de precipitação a 480°C, durante 4 horas (Figura 62).

A martensita que forma é deformável e maleável e pode ser deformada a frio em diferentes formas. O envelhecimento viria depois. Consegue-se resistências mecânicas da ordem de 215 Kg/mm^2, apresentando ainda uma dutilidade duas vêzes maior que a do aço convencional.

Possui também uma grande resistência à fratura por choque, mesmo existindo marcas profundas. Pode também sofrer solda com facilidade.

Resiste bem às temperaturas baixas e do ambiente.

AÇOS ALTA LIGA:

Não é fácil estabelecer uma linha divisória entre os de baixa e alta liga.

Alguns propõem que se considere de alta liga qualquer aço que possua um dos elementos com porcentagem maior que 5%.

Normalmente a adição de quantidades maiores que 5% são para outras finalidades que não as de endurecimento.

Um aço que endurece até o centro de uma barra de 15 cm de diâmetro, temperado em óleo possui 0,3% C, 3,5% Ni, 1% Cr, 0,25% Mo. Se adicionada porcentagem maior é com a finalidade de dar melhor dutilidade para alta tensão, resistência σ_r à alta temperatura, resistência ao atrito (usura), resistência à corrosão. Muitas destas propriedades só se obtém com a adição de vários elementos em combinação diversa.

AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA CONVENCIONAL

Aços de alta liga do tipo 0,4% C; 1% Si; 5% Cr; 1,5% Mo e 0,5% V não mostram diferença essencial dos aços de baixa liga. O que se dá é a possibilidade de revenimento sem perda da resistência (550°C), obtendo-se a redução das tensões residuais, permitindo trabalhar a altas temperaturas.

A resistência ao revenido depende de endurecimento secundário. Os elementos formadores dos carbetos bem equilibrados dão uma curva de temperatura chata. São aços que dão σ_E = 180 Kg/mm^2, σ_R = 210 Kg/mm^2, alongamento de 10% e extricção de 35%.

Podemos citar o aço 9% Ni e 0,1% C. É usada - 196°C. A propriedade que dá ao aço é a resistência ao choque à baixa temperatura. É o único aço ferrítico com essa propriedade.

Seu tratamento térmico é feito esfriando-o de 900°C ao ar, em seguida reaquecido a 790°C e novamente esfriado ao ar.

Revenido a 570°C passa a ter a propriedade ótima ao impacto. Há uma homogeneização e depois um refinamento. Aparece uma estrutura martensítica em secções até 5 cm. Uma têmpera em óleo ou água de 800°C também dá no mesmo.

O revenido dá uma mistura $\alpha + \gamma$ onde γ tem alto carbono, estável abaixo de - 196°C. Entretanto, outro tratamento mostra que não é só a austenita com esta propriedade. Para isto revine-se entre 600 H 640°C. Há a produção de 15 a 20% de austenita que possui muito menos carbono que no caso anterior. Ao se esfriar esta austenita se transforma em martensita. Subsequente revenido a 500°C dá estrutura ferrítica total que

tem boas propriedades a baixa temperatura.

Nesta classificação estão também os aços maraging.

Estrutura martensítica: 0,03% C; 18% Ni e 8% Co. A porcentagem de 5% Mo auxilia na formação de martensita, mas se relaciona com o fenômeno de precipitação. Também 0,1 - 1,5% Ti e ou 0,05 - 0,15% Al também ajudam na precipitação.

σ_R - 140 ⊢ 210 Kg/mm^2, alongamento 10 ⊢ 15% e extricção 30 ⊢ 70% área.

Os precipitados são Fe_2Mo, Ni_3Ti e Ni_3Al - não são muito resistentes à corrosão.

AÇOS RESISTENTES À CORROSÃO - Com alto Cr.

Ex.: 13% Cr; 5-15% Co; 4% Ni; 3% Mo; e 1% Ti. São austeníticos, quando esfriados ao ar de 850°C. A martensita se dá esfriando a 70°C ou trabalho a frio. Precipitação se dá então a 450 - 480°C para dar propriedades similares às dos aços de Ni, Maraging.

AÇOS INOXIDÁVEIS. - Podem ser transformáveis e não transformáveis.

1. Transformáveis

   1.1 - Transformação controlada - Martensíticos (que endurecem por precipitação).

2. Não transformáveis

   2.1 - Ferríticos

   2.2 - Austeníticos (existem os que endurecem por precipitação).

Sabe-se que entre os austeníticos o melhor dêles é o 18% Cr e 8% Ni. São deformáveis mas resistentes à corrosão. O tratamento dêles tem que evitar precipitação de carbetos. Existe 0,02% C na solução sólida. Se acontece haver um pouco mais, um esfriamento lento entre 750

e 550°C dá precipitação de carbetos nos contornos dos grãos de austenita.

Provoca o fenômeno do Weld-Decay. Usa-se esfriá-los de 1000 a 1100°C em água. Evita-se o fenômeno com Nb ou Ti que se combinam com o carbono em excesso dando carbetos que ficam dispersos. Não dá então carbetos no esfriamento.

Recomenda-se para êstes as porcentagens de Ti ou Nb, conforme:

% Ti = 6 ⊣ 8 x % C ou Nb = 10 ⊣ 12 x % C.

Pode-se aumentar a resistência dos aços austeníticos por precipitação de $Ni_3(Ti, Al)$. Citam-se os aços:

15% Cr, 25% Ni, 1,25 Mo, 2% Ti e 0,25 Al; 0,05 % C.

É solubilizado a 1000°C e precipitado a 700°C.

O aço mais simples é o de 0,15 ⊣ 0,20% C e 12 ⊣ 13% Cr. Mesmo para baixo resfriamento dá martensita.

Revine-se para melhor dutilidade, resistência ao impacto e resistência à corrosão por tensão.

Há uma precipitação secundária de Cr_7C_3.

Superenvelhecimento se dá a 500°C.

A segunda precipitação está infelizmente associada com a fraca resistência ao impacto.

Pode-se usar precipitados de compostos intermetálicos.

Molibdênio dá precipitado de F_2Mo ou cobre dá FeCu. Para êste caso o aço é:

0,05% C, 14,5% Cr, 5,5% Ni, 1,5% Mo e 2% Cu.

É solubilizado a 1025°C e revenido para precipitação a 440°C.

Dá σ_E = 120 Kg/mm^2 e 20% de alongamento.

Aços que podem ter a linha M_s na temperatura ambiente são interes_ santes. Por exemplo o aço 15% Cr, 6% Ni e 0,05 ⊣ 0,10% C. Solubiliza- ção a 1050°C e têmpera dá estrutura austenítica. Pode-se deformá-lo as_ sim. A austenita se transforma em seguida em martensita a temperatura menor; pode-se também reaquecer a 700 - 800°C. Há a precipitação do $M_{23}C_6$ neste tratamento. Há a solução do carbono, austenita é reduzida e M_s sobe. No esfriamento então há formação da martensita. Êstes aços contendo Mo, Cu e Al dão precipitação para reaquecimento entre 400°C ⊣ 550°C. São aços que se pode confundir com os de Maraging, de trans- formação controlada ou aços martensíticos de baixo carbono e endureci- dos por precipitação.

PROGRAMA DO CURSO DE TRATAMENTO TÉRMICO

1. Definição e relação com a microestrutura de uma liga.
2. Efeito da microestrutura isoladamente sôbre as propriedades mecânicas das ligas. Influência da matriz. Influência das fases dispersas.
3. Condições de equilíbrio entre as fases sólidas de uma liga. Quatro tipos principais caracterizam os tratamentos térmicos.
4. Cinética da transformação de fase. Influência da difusão sólida. Leis de FICK. Influência da temperatura.
5. Nucleação de uma fase. Flutuação.
6. Crescimento dos núcleos de uma fase. Crescimento por difusão. Crescimento pelo mecanismo de distorção.

II - Tipos de tratamento térmico

1. Ligas com nenhuma reação sólida. Combinação de deformação mecânica e tratamento térmico. Metais com pureza comercial.
2. Endurecimento por precipitação. Precipitação. Formação de núcleos coerentes ou incoerentes. Velocidade de nucleação. Modificações da matriz. Precipitação na liga Al-Cu (4,5% Cu). Zonas de GUINIER-PRESTON e fases intermediárias. Variação das propriedades mecânicas com a precipitação. Tipos de tratamento térmico de precipitação. Algumas ligas tratáveis por precipitação.
3. Endurecimento por tratamento de ordem. Exemplos de ligas com esta propriedade.
4. Transformação alotrópica numa liga. Reação eutetóide no aço. Transformação isotérmica. Fração transformada. Curva C ou curva TTT. Aparecimento da bainita. Esferoidização dos carbetos. Esfriamento contínuo. Relação dêste esfriamento com a transformação isotérmica. Martensita. Tratamento de revenido. Ligas não ferrosas com transformação alotrópica. Exemplos.

III - Aços carbono e de baixa liga.

1. Transformação isotérmica e proeutetóide. Transformação da perlita, da bainita, da martensita. Linhas Ms e Mf.
2. Influência do carbono e dos elementos de liga na curva TTT.
3. Transformação da austenita.
4. Recozimento - 3 atipos de recozimento.
5. Normalização.

IV - Endurecimento dos aços.

1. Têmpera para endurecimento.
2. Velocidade crítica de esfriamento. Influência do carbono e dos elementos de liga.

3. Trabalhos de GROSSMAN.
4. Severidade de têmpera de um meio.
5. Capacidade de refrigeração de um banho líquido.
6. Temperabilidade de um aço. Diâmetro crítico ideal e diâmetro crítico de uma barra.
7. Método de JOMINY.
8. Austenita retida.
9. Tratamento do revenido. Diversos estágios. Endurecimento secundário. Modificações das propriedades mecânicas. Fragilidade pelo tratamento do revenido.
10. Tratamento da austêmpera.
11. Tratamento da martêmpera.
12. Tratamento de Ausforming.
13. Tratamento de Maraging.

V - Aços com alta liga

1. Alguns tipos convencionais. Aços Maraging. Aços inoxidáveis.

Parte Prática

1. Determinação pelo método TTT das estruturas de um aço liga. Observações micrográficas.

2. Método de JOMINY - Aplicação em três aços com diferentes composições de carbono e elementos de liga.

3. Duplo revenido num aço rápido.

4. Influência da temperatura sôbre a dureza de uma liga de Al-Cu (4, 5% Cu), já envelhecida.

Bibliografia

1- Heat Treatment - Prof. Dr. C.M. Sellars (Univ. Sheffield England), Dep. Metalurgia - CNEA, Buenos Aires, 1968.

2- The Structures of alloys of iron - W. Hume Rothery (Universidade de Oxford - England) - Pergamon Press, Oxford, 1966.

3- The real and ideal strenghts of the common structural metals, Victor F. Zackay, ASME. 64 - WA/Met-13, Winter Annual Meeting Nov 29 - Dec. 4, N. York, 1964.

4- Curso de Tratamentos Térmicos dos Metais - Engº Dr. Rubens Lima Pereira, Publicação 77, Serv. Publicações Escola de Engenharia de São Carlos - USP, São Carlos, Est. São Paulo, Brasil, 1963.