UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Curso de Tratamentos Térmicos dos Metais

RUBENS LIMA PEREIRA

SÃO CARLOS
2020

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

CURSO DE TRATAMENTOS TÉRMICOS DOS METAIS

RUBENS LIMA PEREIRA
Professor Titular — Departamento de Materiais

EESC - USP
DB
CAMPUS DE S. CARLOS

Publicação n.º 77
2.a Edição

Seção de Publicações EESC - USP
1972

PREFÁCIO

PRIMEIRA EDIÇÃO

Em 1959-60 tivemos a honra de, trabalhando junto com o engº Tomio Kitice, professor da Escola de Engenharia Mackenzie, escrever um trabalho sôbre o assunto tratado neste volume, e dirigido aos estudantes de nossas Escolas.

Nesse ano de 1960 foi decidido que seria dado um curso optativo de tratamentos térmicos, nessa Escola, curso este bem mais avançado que o normal.

Este trabalho é baseado nas notas de aula do curso ministrado no ano de 1961, e servirá como livro texto para os subsequentes, que serão repetidos de dois em dois anos.

São Carlos, outubro de 1963

Rubens Lima Pereira

PREFÁCIO

SEGUNDA EDIÇÃO

Esgotada a primeira edição deste trabalho, tornou-se necessário reimprimí-lo para atender aos estudantes.

Os múltiplos afazeres, nestes últimos anos, não me permitiram fazer a revisão do texto, que sai a lume, com todas as imperfeições e falhas da 1ª edição, pelo que peço excusas aos leitores.

Uma terceira edição, caso seja publicada, espero saia revista e melhorada.

São Carlos, novembro de 1971

Rubens Lima Pereira

A todos aqueles que tornaram possível esta publicação os agradecimento do autor.

ÍNDICE

Prefácios
Agradecimentos

CAPÍTULO I

PIROMETRIA

Introdução - Histórico 1
Aparelhos do 1º grupo 3
Pirometro termo-elétrico 3
pirometros de par termo-elétrico 6
pares termo-elétricos 7
1- platina-platina/rodio 9
2- cromel-alumel 9
3- níquel-níquel/cromo 10
4- ferro-constantan 10
5- grafite-carborundum 10
tubos de proteção 13
cabos de compensação 13
correção da junta fria 18
aparelhos de medida 19
aferição 21
Pirometro de resistencia 23
princípios de funcionamento 23
metais empregados 24
construção dos aparelhos 26

utilização 29
calibração 30
Aparelhos do 2º grupo - pirometros óticos 30
Introdução 30
Pirometros Óticos 34
Pirometro ótico de desaparecimento de filamento 34
calibração do aparelho 40
Pirometros de radiação total 43
introdução 43
tipos de pirometro 45
Cuidados ao fazer leituras com pirometros óticos 48
Registro e controle de temperaturas 48
Conversão de escalas de temperaturas 48
Tábua de conversão 48
Cálculos práticos de conversão 48
Bibliografia 51

CAPÍTULO II

TRATAMENTOS TÉRMICOS

Definição 53
Fenomenos que possibilitam os tratamentos 53
Temperaturas de transformação de fase e sua determinação 54
Métodos de determinação dos pontos de transformação 61
I- Métodos térmicos 61

1. curva tempo-temperatura 61
2. curva de velocidade inversa 61
3. curvas comparativas 61
II- Métodos dilatométricos 64
III- Métodos metalográficos 70
IV- Outros métodos 70
Método prático para observação de pontos críticos 70
Tratamentos térmicos dos aços 71
Influencia da velocidade de esfriamento sobre a transformação da austenita 71
Curvas TTT, curvas S ou curvas de transformação isotérmica 75
Produtos de transformação da austenita nas diferentes faixas de temperatura 77
Fatores que influem na curva TTT 80
a) composição química 80
b) tamanho do grão 88
c) impurezas 92
Curvas de transformação em esfriamento contínuo 92
Bibliografia 96

CAPÍTULO III

TRATAMENTOS TÉRMICOS DOS AÇOS

Recozimento 97
Finalidades 97
Temperaturas de tratamento 98
Tempo de permanencia 99

Cuidados a serem tomados no Recozimento 100
Esfriamento de peças 103
Textura e propriedades 104
Recozimento para alívio de tensões 105
Recozimento para remoção de hidrogenio 105
Normalização 106
Textura e propriedades 107
Aplicação 107
Tempera 108
Diametro das peças 109
Meio de tempera 112
Influencia do meio na velocidade de Resfriamento 115
Temperabilidade ou endurecibilidade 117
Cálculo de Endurecibilidade 126
Ensaio de Temperabilidade de Jominy 128
Aplicação do Ensaio 137
Avaliação da dureza de barras 137
Diametro crítico ideal 138
Severidade de tempera 146
Faixas de Temperabilidade 147
Variante 147
Outros processos de medir a temperabilidade 147
Cuidados a serem tomados na Tempera 152
Defeitos e erros de Tempera 152
Dureza insuficiente 152
Fragilidade anormal 153
Deformações e trincas - variações de volumes 153

Textura e propriedades 154
Aplicação - determinação do tamanho do grão. 156
Tratamento de peças 156
Revenido 162
Influencia de elementos de liga 167
Propriedades 167
Cores de Revenido 171
Fragilidade de Revenido 171
Textura dos Aços Revenidos 177
Coalescimento 177
Tratamentos isotérmicos 177
Recozimento 178
Austempera 179
Martempera 182
Tempera superficial dos Aços 184
Bibliografia 187

CAPÍTULO IV

TRATAMENTOS TERMO-QUÍMICOS

Introdução 191
Cementação pelo carbono 192
Aços para cementar 192
Cementação em caixa 193
Operação de cementação 200
Cementação a gás 204
Atmosferas cementantes 205

Vantagens e desvantagens 207
Cementação em líquido 208
Vantagens e desvantagens do processo 210
Operação 211
Cementação rápida 213
Cementação parcial 213
Defeitos na cementação 214
Tratamentos térmicos das peças cementadas 215
Determinação da espessura da camada cementante. 216
Outras aplicações da cementação 216
Regeneração do carbono 216
Ensaio de McQuaid-Ehn 217
Cianetação 218
Nitretação 219
Processo 219
Temperatura e tempo de Nitretação 220
Explicação do processo 221
Influencia dos elementos de liga 221
Aços para nitretação 223
Tratamentos térmicos dos metais para Nitretar 224
Defeitos nas peças nitretadas 224
Propriedades 225
Nitretação parcial 226
Outros tratamentos superficiais 227
Bibliografia 232

CAPÍTULO V

TRATAMENTOS TÉRMICOS DOS FERROS FUNDIDOS

Introdução 235
Diagrama ferro-carbono-silício 236
Os tratamentos térmicos 238
Alívio de tensões 238
Causa das tensões internas 239
Recozimento para alívio de tensões 240
Influencia da temperatura 240
Recozimento 243
Recozimento propriamente dito 244
Tempera e revenido 246
Estrutura dos ferros fundidos temperados e revenidos 249
Efeito da temperatura na tempera 249
Execução do tratamento 249
Propriedade das peças temperadas e revenidas 251
Temperas isotérmicas 253
Tempera superficial 253
Nitretação dos ferros fundidos 253
Maleabilização 256
Introdução 256
Processos de Maleabilização 257
Influência da composição química 258
Ferro fundido maleável de núcleo branco. 262
Composição 264
Recozimento 264

Características 265
Especificações 266
Ferro fundido maleável de núcleo preto .. 270
Composição 270
Recozimento 271
Estrutura 273
Propriedades mecanicas 273
Ferro maleável perlítico 276
Especificações 278
Bibliografia 278

CAPÍTULO VI

TRATAMENTOS TÉRMICOS DE SOLUBILIZAÇÃO E PRECIPITAÇÃO TRATAMENTOS DE ORDEM - DESORDEM

Introdução 281
Princípios de tratamento 282
Propriedades das ligas tratadas 290
Temperaturas e tempos de tratamento 292
Tratamentos de ordem - desordem 297
Bibliografia 307

CAPÍTULO VII

FORNOS PARA TRATAMENTOS TÉRMICOS

Introdução e classificação 309

Cálculo dos fornos. Potência necessária e isolamento 317
Fornos a combustíveis 329
Fornos de resistencia elétrica 333
Fornos com atmosfera controlada 342
Fornos de banho de sal..... 347
Bibliografia 350

ADENDOS

1- Ensaio de Jominy .....A_1- 1

2- Breve estudo para seleção de aços .....A_2- 1

3- Classificação de Aços

AISI SAE - Estados Unidos .....A_3- 1

EN - Inglaterra .....A_3-13

DIN - SEL - Alemanha .....A_3-16

CETAC - França .....A_3-28

UNI - Italia .....A_3-31

CAPITULO I

PIROMETRIA

INTRODUÇÃO - HISTÓRICO

Por pirometria compreendemos o estudo das medidas e contrôle das altas temperaturas (1) e dos aparelhos para êsse fim utilizados e denominados pirômetros.

Êsses aparelhos permitem verificar as modificações que ocorrem em determinadas propriedades dos corpos em função da temperatura e assim indiretamente medir essas temperaturas.

As medidas de temperaturas eram feitas antigamente a ôlho, pois que o homem já havia observado que, com a temperatura, havia modificação do aspecto do material, principalmente quando ficava "vermelho".

Na impossibilidade de medir temperaturas elevadas, até a descoberta dos pirômetros, elas eram avaliadas.

Assim, na obra de Karsten, vemos que a temperatura de fusão da prata, do cobre e do ouro, eram avaliadas, respectivamente, em 4 500, 4 700 e 5 200°F e a temperatura do calor branco em 12 000°F, e cita mais adiante: "Seria de grande utilidade para a preparação do ferro e seu emprêgo nas artes que pudesse

(1) O estudo das baixas temperaturas é denominado termometria, não sendo fixada a separação entre as duas temperaturas.

mos encontrar um meio prático de conhecer os graus de calor com uma certa precisão". (1)

Êsse mesmo autor, citando M. Kenzie diz que, para liquefazer o ferro ductil, a temperatura necessária é de 160º Wedgwood. (2)

Para mais baixas temperaturas uma verificação sumária podia ser feita encostando-se à peça um pedaço de madeira. Conforme o aspecto da carbonização, podiam avaliar se a temperatura era a desejada ou não.

Em 1826 Beckerel, aplicando princípios descobertos por Seebeck, consegue medir com alguma precisão altas temperaturas, mas sòmente em 1886, devido aos trabalhos de Le Chatelier, êstes pirômetros, denominados de par termo-elétricos, passam a ser utilizados.

Siemens, em 1871, propôs a utilização de outro fenômeno para medidas de temperatura, sendo o processo desenvolvido por Callendar em 1886, tornando possível então o emprêgo do chamado pirômetro de resistência.

O mesmo Le Chatelier, em 1892, baseado em outros princípios constrói o pirômetro denominado de desaparecimento de filamento.

Fery, em 1902, constrói e aplica o seu pirômetro de radiação total, e finalmente, baseado no efeito foto elétrico descoberto por Hertz, em 1887, surgem os pirômetros de elementos foto-sensíveis.

Todos êsses aparelhos de medida de temperatura podem ser divididos em dois grandes grupos:

a) aparelhos que precisam ficar com uma de suas partes imersa no ambiente cuja temperatura deve ser medida;

b) aparelhos que fazem a medida à distância.

Os fenômenos que servem de base à utilização dêsses instrumentos, são três:

1- potencial de juntas metálicas aquecidas diferentemente;

---

(1) Esta é a temperatura em que os corpos aquecidos emitem a luz branca, o que pode ser observado em torno de 1200ºC.

(2) Nesta escala 0º corresponderiam a 593ºC e a cada grau 72ºC. 160º Wedgwood correspondem então a 12.088ºC.

2- variação da resistência elétrica dos metais com a temperatura;

3- radiação e poder emissivo dos corpos, quando aquecidos.

Serão estudados, a seguir, os principais tipos de pirômetros utilizados nos diferentes campos da metalurgia, e que são:

Aparelhos do 1º grupo:

- pirômetro de par termo elétrico - aplicado pela primeira vez por Beckerel
- pirômetro de resistência - aplicado por Callendar

Aparelhos do 2º grupo:

- pirômetro ótico - aplicado por Le Chatelier
- pirômetro de radiação total - aplicado por Fery
- pirômetro da célula foto-elétrica

APARELHOS DO 1° GRUPO
PIRÔMETRO TERMO-ELÉTRICO

O primeiro efeito termo-elétrico foi descoberto por T.J. Seebeck, em 1821, que verificou a existência de uma diferença de potencial ocorrendo em um circuito formado por dois metais diferentes, soldados ou ligados entre sí, por suas extremidades, quando essas extremidades eram mantidas à temperaturas diferentes.

Alguns anos após - 1834 - J.C.A. Peltier, observou o fenômeno contrário: fazendo passar uma corrente elétrica através a junção de dois metais, verificou que essa junta aquecia-se ou esfriava-se conforme a direção da corrente, o que indicava a existência de uma diferença de potencial na junção dos dois metais. A corrente aplicada circulando no sentido em que a diferença de potencial devia gerar a corrente, esfriava a junta e, em caso contrário, aquecia. (1)

(1) O coeficiente de Peltier representado por π_{12} é definido como o calor emitido por segundo quando a unidade de corrente circula de um metal 1 para um metal 2 e é reversivel, dondo se indica:

$$\pi_{12} = -\pi_{21}$$

Êsses efeitos foram denominados efeito Seebeck e efeito Peltier.

Um outro efeito termo-elétrico foi predito, em 1854, por W. Thonson e descoberto, em 1856. Thonson demonstrou que, para certos metais, quando existe um gradiente de temperatura entre duas zonas de uma peça homogênea com a passagem de uma corrente elétrica, por exemplo, da parte mais fria para a parte mais quente, há absorção de calor; para outros metais, ocorre um desprendimento de calor nas mesmas circunstâncias e, finalmente, que para outros, o fenômeno era pouco sensível; êsses fenômenos indicam a existência de uma fôrça eletro-motriz, gerada nêsse elemento, nas condições da experiência.

Êsse é o denominado efeito Thonson.

Além dos efeitos descritos, outros princípios foram demonstrados e que permitem ou são essenciais para o emprêgo prático dos pirômetros de par termo-elétricos. Êsses princípios são os seguintes:

1º- em um circuito formado por um metal homogêneo, não é possível o aparecimento de uma corrente elétrica, pela manutenção de uma diferença de temperatura ao longo do circuito.

Se um condutor metálico homogêneo é fechado sôbre sí mesmo, o aquecimento local de uma zona não pode gerar uma corrente elétrica; o aparecimento de um f.e.m., nessas condições, indica uma não homogeneidade do circuito.

2º- a fôrça eletro-motriz dos circuitos termo-elétricos é independente dos elementos do circuito - cujas extremidades estão a uma mesma temperatura.

Um circuito termo-elétrico, com três elementos ABC, como mostra a figura I-1, onde o elemento C é mantido a uma temperatura T_2 ou enas suas extremidades são mantidas a essa temperatura, gera a mesma fôrça eletro-motriz que o circuito AB.

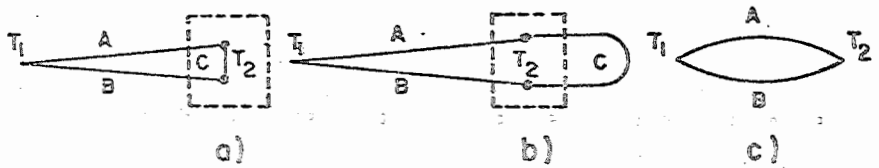


FIG.- I-I

3º- a fôrça eletro-motriz de um circuito termo-elétrico de dois elementos é igual a diferença algébrica das fôrças eletro-motrizes dos pares constituídos por cada um dêsses elementos com um terceiro.

Representando por E_{AB}, E_{AC} e E_{CB} as fôrças eletro-motrizes de circuitos constituídos pelos elementos A e B, A e C e C e B, temos por êsse princípio:

$$E_{AB} = E_{AC} - E_{CB} \qquad \text{(Figura I-2)}$$

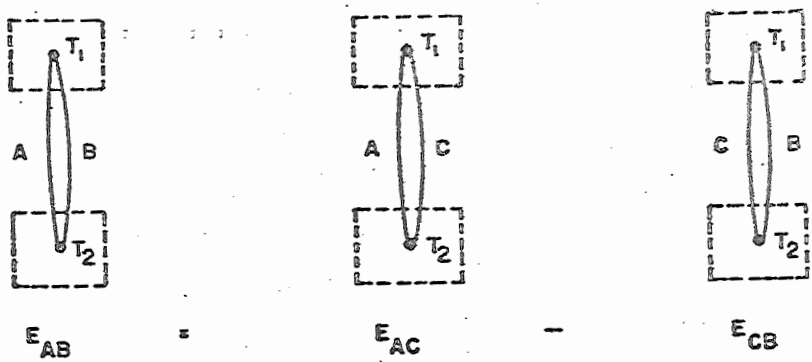


FIG.-I-2

4º- a fôrça eletro-motriz de um circuito termo-elétrico só depende das temperaturas de suas juntas, as temperaturas das partes intermediárias não tendo influência.

Assim, no circuito da Figura I-3, as f.e.m. só dependerão das temperaturas T_1 e T_3.

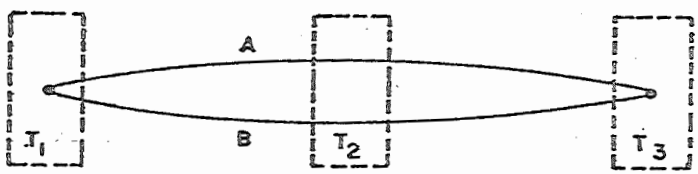


FIG.-I-3

Baseados nos efeitos termo-elétricos - Seebeck, Peltier e Thonson - e nos princípios citados são construídos e utilizados os pirômetros de par termo-elétricos.

Um pirômetro dêsse tipo consiste em um par de fios metálicos, diferentes em sua composição química, soldados entre sí por uma de suas extremidades (par termo-elétrico) e ligados pelas extremidades livres a um aparêlho de medida ou a cabos de extensão para ligação a êsses instrumentos, Figura I-4.

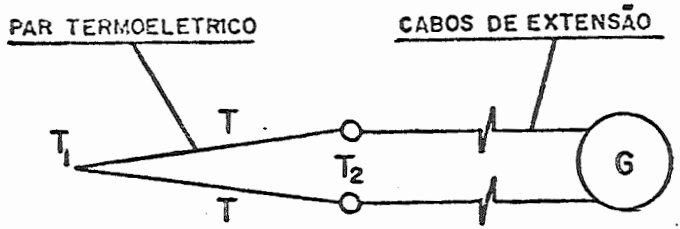


FIG.-I-4

Em alguns aparelhos as extremidades que não estão ligadas ao instrumento de medida, não são soldadas. Servem para medidas de temperatura de banhos metálicos e, o metal fundido serve como elemento de ligação, Figura I-5.

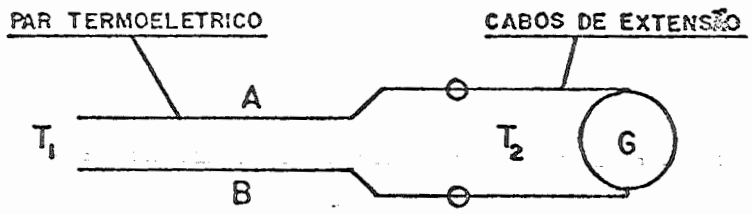


FIG.-I-5

A construção do aparêlho é possível, pois pelos 2º e 4º princípios, a existência da solda, caldeamento ou metal líquido, numa das extremidades mantida a uma certa temperatura, sendo mantidos os terminais do instrumento a uma outra temperatura, não influem na fôrça eletro-motriz gerada.

As variações de temperatura ao longo dos pares e fios de ligação também não interferem (4º princípio).

A junta não ligada ao instrumento de medida e que é introduzida no meio cuja temperatura se deseja medir, é denominada junta quente.

Se mantivermos fixa a temperatura da outra extremidade - junta fria - a fôrça eletro-motriz gerada vai depender sòmente da temperatura do meio, que deve ser medida, e dos elementos que constituem o par.

Baseados no 3º princípio, podemos determinar a fôrça eletro-motriz de um par termo-elétrico, quando conhecida a fôrça eletro-motriz de seus elementos em relação a um terceiro.

Em geral os pares são construídos com fios que são aferidos com um fio padrão de platina cujo potencial é admitido ser igual a zero. A fôrça eletro-motriz do par é dada pela diferença algébrica dos valores assim obtidos.

A Figura I-6 representa gràficamente a diferença de potencial de diversos elementos em relação à platina, tomado com referência, em função da temperatura.

PARES TERMO-ELÉTRICOS

Várias são as condições ou características que devem apresentar os pares termo-elétricos para que sejam utilizáveis na prática.

1- resistência à corrosão e oxidação e sem a qual os pares aquecidos a altas temperaturas se estragariam fàcilmente.

2- facilidade de reprodução da liga ou metal.

Na prática, muitas vêzes vários pares são ligados a um mesmo instrumento de medição de fôrças eletro-motrizes.

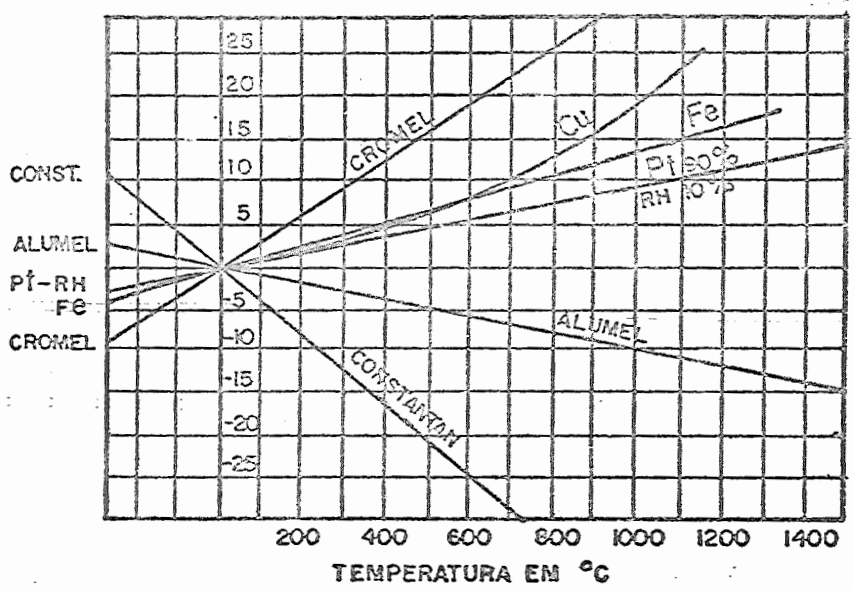


GRÁFICO F E M - TEMPERATURA PARA DIVERSAS LIGAS EM RELAÇÃO À PLATINA

FIG. - I - 6

Em geral, outro par é adquirido, quando o primeiro se estraga por algum motivo e deve ser empregado com o aparêlho de medida já existente. Os elementos constituindo o par devem, em qualquer dêstes casos, pois, produzir a mesma f.e.m. quando suas extremidades encontram-se as mesmas temperaturas, quaisquer que elas sejam.

3- desenvolvimento de relativamente grandes fôrças eletro-motrizes sendo evitado assim o emprêgo de aparelhos muito delicados.

4- constância do potencial termo-elétrico a cada temperatura; os pares devem ser de difícil contaminação para que o instrumento possa marcar sempre o mesmo valor a cada temperatura.

5- variação contínua da fôrça eletro-motriz com a temperatura, - para facilidade de construção do aparêlho de medida. Se, por acaso, a diferentes temperaturas o par gerasse a mesma f.e.m., a calibração do aparêlho seria difícil, se não impossível.

Devido a essas restrições poucos são os pares termo-elétricos utilizados na prática, se bem que nenhum dêles satisfaça completamente a tôdas as condições.

São os seguintes os pares mais utilizados:

1- Par Platina - Platina-Rodio

Existem dois tipos, o teor de Rodio de um dos fios sendo 10 ou 13%. O de 13% Rh, foi ideado para poder utilizar instrumentos que até então trabalhavam com uma liga impura, contendo 10% Rh mas que, devido às impurezas, dava valores diferentes às f.e.m. geradas.

Ambos podem ser utilizados até temperaturas de 1650°C para emprêgo intermitente.

Quando êstes pares são empregados, deve ser conhecido com certeza se o milivoltímetro (geralmente é calibrado em graus de temperatura) é para ser empregado com elemento contendo 13% ou 10% de Rodio e, para substituir o par, empregar sòmente elemento com o teor indicado.

Vários cuidados devem ser tomados com êsses pares para evitar a sua contaminação.

Não devem ser soldados em chama oxiacetilênica, nem oxidante. É preferível fazer uma solda elétrica.

Devem ser protegidos por tubos de porcelana vidrada para evitar contaminação por gases redutores. Tubos metálicos ou silicosos podem reagir com a platina.

O fio de Platina-Rodio sofre uma perda de Rodio com o tempo a estas temperaturas, tendo modificadas suas características. Um recozimento ao ar a 1450°C restitui, em parte, as características perdidas.

São os pares que dão maior precisão, principalmente à temperaturas acima de 600°C.

2- Par Cromel-Alumel

É um par bastante utilizado, apresentando uma fôrça eletro-motriz bem mais elevada que a anterior.

Podem ser empregados até 1200°C em uso intermitente e 1100°C para emprêgo contínuo.

Sofrem também a influência do uso, modificando

suas características e dando, com o tempo, diferenças devido à variação de temperatura ao longo de seu comprimento.

São empregados sem proteção de tubos, mas isolados entre sí por "missangas" de porcelana.

3- Par Níquel - Níquel-Cromo

Aproximam-se, em suas propriedades e empregos, aos pares de Cromel-Alumel, apresentando, porém, maior fôrça eletro-motriz.

São utilizados, também, à temperatura máxima de 1000°C.

4- Par Ferro-Constantan

O constantan é uma liga de cobre e níquel, os teores sendo um pouco variáveis, dependendo da origem.

Os pares são empregados até 980°C para uso contínuo.

Em geral são construídos soldando-se, à extremidade fechada de um tubo de ferro, o fio de constantan, que assim fica protegido.

O par deve ser usado sòmente em atmosferas redutoras para evitar um desgaste rápido do ferro.

Quando a ponta que é a parte mais aquecida se estraga, pode ser cortada e nova ligação ser feita, fechando-se o tubo com um pedaço de ferro armco, e aí soldando o fio de constantan. O par pode ser utilizado sem apresentar grandes diferenças de f.e.m.

5- Par Grafite-Carborundum

São pares para serem empregados à altas temperaturas - acima de 1000°C.

São também de construção tubular, o grafite envolvendo o carborundum.

A extremidade do tubo pode ser trocada pois se desgasta ràpidamente com o uso.

Nas Tabelas I-1 e I-2 são indicadas as composições dos fios mais empregados na construção de pares termo-elétricos e dados para sua utilização.

TABELA I-1

Material	Composição química %	Potencial elétrico (x)	Temperatura de fusão °C
Advance ou Copel	55 Cu 45 Ni	(-)	1300
Alumel	95Ni 2Al 2Mn 1Si 97Ni 3(Al + Si) 94Ni 2Al 1Si 2,5Mn 0,5Fe	(-)	1400 1430 1450
Carbono	99,9 C	(+)	3700
Carborundum	99,9 SiC	(-)	2700
Cobre	99,9 Cu	(+)	1083
Constantan	55Cu 44Ni 0,5(Mn+Fe+Si) 55Cu 45Ni 60Cu 40Ni	(-)	1100 1200 1250 1350
Cromel A ou NiCr IV	80Ni 20Cr	(+)	1420
Cromel C ou NiCr	64Ni 11Cr 25Fe	(+)	1390
Cromel P	90Ni 10Cr 89,6 Ni 8,9Cr 89Ni 10Cr 89Ni 9,8Cr 1Fe 0,2Mn	(+)	1370 1400 1410 1420
Ferro	99,9 Fe	(+)	1530 1535
Niquel	99,9 Ni	(-)	1453
Platina	100 Pt	(0)	1773
Pt Rodio 10	90 Pt 10 Rh	(+)	1700 1793
Pt Rodio 13	87 Pt 13 Rh	(+)	1800 1830

(x) Em relação à Platina.

TABELA I-2

Tipo de par	Faixa de emprêgo	Temp.máx. uso cont.	Temp. máx. uso interm.	Precisão de calibração do fabricante	Observações
Pt-Pt+Rh (10 e 13%)	0° a 1600°	1400° 1450° 1500°	1500° 1550° 1650°	Standard a 1000° ± 1/2% Especial a 1000° ± 1/4% Standard ± 5°	Resiste bem a atmosfera oxidantes, mas altera-se sob a ação do CO, H_2, H_2S, SO_2, As, Si, P e vapores metálicos.
Cromel P - - Alumel	0° a 1200°	1100° 1200° 1260°	1250° 1320° 1370°	Standard 0°, 350° ± 5° 350°, 1260°± 3/4% Especial 0°, 350° ± 3° 350°, 1260°± 3/8% Standard 0°, 350° ± 3° 350°, 1260°± 3/4%	Resiste a atmosfera oxidante, mas altera-se em atm. redutoras ou que contenham S.
Ferro-Constantan	0° a 750°		600° 760°	Standard 0°, 260° ± 5° 260°, 900° ± 1% Especial 0°, 260° ± 2° 260°, 900° ± 1/2%	Pode ser usado em atmosferas redutoras e pouco oxidantes. Altera-se sob a ação da água, do O e de gases com S.
Ferro-Constantan	-200° a + 260°	350°	400° 800°	Standard - 200 + 100° ± 1° 100, 260° ± 3/4% Especial - 200° ± 100° ± 3/4% 100, 260° ± 3/8%	O Cu oxida acima de 400° e altera sensivelmente a calibração. Resiste satisfatoriamente às atmosferas redutoras, mas altera-se sob a ação de vapores ácidos.
Ni - NiCr	0° a 1000°				Semelhante ao Cromel Alumel, porém possue uma resistência ohmica muito variável com a temp. devido ao Níquel.
Grafita-Carborundum	1000° a 2000°			Standard ± 5° ou 1%	O elemento de Grafita serve de tubo de proteção.

TUBOS DE PROTEÇÃO

Alguns pares termo-elétricos são construídos de tal maneira que um dos elementos do par, fica servindo como tubo de proteção. Como exemplos, temos os casos já citados dos pares de ferro-constantan e grafite-carborundum.

Outros pares são, em geral, utilizados sem tubo de proteção, como os de Cromel-Alumel.

Para a proteção dos pares, vários materiais e ligas são empregados, satisfazendo a algumas condições, dependendo do par e de sua utilização.

Entre as condições que devem ser levadas em conta, temos:

1- temperatura de operação

2- resistência à ação do meio

3- tipo de par empregado

4- resistência mecânica e resistência a choques térmicos

5- impermeabilidade aos gases

A Tabela I-3 mostra uma relação dos materiais mais empregados com essa finalidade, e suas aplicações.

CABOS DE COMPENSAÇÃO

Os pares termo-elétricos são ligados aos aparelhos de medida de fôrça eletro-motriz, ou diretamente, casos mais raros, ou então, por meio de fios condutores. Em muitos casos êsses fios são de cobre para diminuir a resistência elétrica do conjunto.

TABELA I-3

Material	Composição Química	Temp. máx. de utilização °C	Aplicação	Observações
Monel	67-70% Ni - 30% Cu	500°	Tubos primários e secundários	Os tubos cromados ou niquelados possuem maior resistência à oxidação.
Tubos de aço sem costura	Aço doce ou extra-doce	550°	Tubos primários	Indicado para atmosferas não corrosivas, com H_2 e NH_3. São satisfatórios e baratos.
Ferro fundido	Ferro com mais de 2% de carbono	700°	Tubos primários e secundários	Para atmosferas não oxidantes, podendo conter H_2, NH_3, H_2SO_4 e para soluções cáusticas.
Ferro cromo	Ferro fundido com 14% de cromo	800°	Tubos primários e secundários	Resiste à corrosão pelo enxôfre.
Ferro cromo níquel	Ferro fundido com 18% de Cr e 8% Ni	800°	Tubos primários e secundários	Indicado para atmosferas úmidas. Caldeiras.
Aço inoxidável	0,05-0,2%C, 18% Cr 8% Ni	800°	Tubos primários e secundários	Possue alta resistência à corrosão mas é atacado por gases contendo enxôfre.
Níquel D	94,75%Ni + (0,1%C) 0,1% Si, 0,2% Fe, 0,008%S, 0,07% Cu, 4,75% Mn	900°	Tubos primários e secundários	Até 900° em atmosferas sem enxôfre e até 500° em atmosferas com enxôfre.
Duriron	Ferro fundido com alto Si 0,8%C, 14% Si	900°	Tubos primários e secundários	Proteção contra vapores ácidos. A repetição de choques térmicos pode causar a sua fratura.

TABELA I-3 (continuação) (2)

Material	Composição química	Temp. máx. de utilização	Aplicação	Observações
Níquel "A	99% Ni + 0,1%C 0,05%Si 0,15% Fe 0,2%Mn 0,1% Cu 0,005% S	1050°	Tubos primários e secundários	Até 1050° em atmosferas livres de S; até 550° em atmosferas oxidantes com S e até 400° em atmosferas redutoras com enxôfre. Não deve ser usado quando o teor de S fôr superior a 0,5%.
Crômon	75% Fe 25% Cr	1100°	Tubos primários e secundários	Pode ser usado por períodos curtos em banhos fundidos de latão ou de bronze.
Ferro Cromo	Ferro fundido com 28% Cr	1100°	Tubos primários e secundários	Indicado para todos os fins. Atmosferas redutoras, oxidantes e carbonetantes.
Ferro cromo níquel	Ferro fundido com 32% Ni e 20% Cr	1100°	Tubos primários e secundários	Boa resistência mecânica e à corrosão pelo enxôfre (maior que a das ligas ricas em níquel, mas menor que a do ferro cromo (28%). Indicado para todos os fins exceto para atmosferas muito ricas em enxôfre.
Níquel cromo	65%Ni 11%Cr 22%Fe 0,7%Mn 0,26%Si	1100°	Tubos primários e secundários	Boa resistência ao "creep" e alta resistência à oxidação. Altera-se sob a ação do enxôfre. Indicado para fornos de mufla.
Cromel 670	12% Ni 24%Cr 64%Fe	1100°	Tubos primários e secundários	O material fundido serve para gases com enxôfre.
Cromel 502	35%Ni 15-18%Cr, 0,4% C 49,6% Fe	1100°	Tubos primários e secundários	Material fundido. Para atmosferas oxidantes ou redutoras, sem enxôfre.

TABELA I-3 (continuação) (3)

Material	Composição química	Temp. máx. de utilização	Aplicação	Observações
Inconel	78+Ni + 0,08%C 0,03% Si 0,012% S 0,4Cu 8%Fe 6%Mn 13,5%Cr	1100°	Tubos primários e secundários	Até 1100° em atmosferas livres de S; até 800° em atmosferas oxidantes com S e até 550° em atmosferas redutoras com S. Dá melhor resultado que os Níqueis A e D para atmosferas nitretantes e carbonetantes. Não deve ser usado onde o teor de S ultrapassar 0,5%.
Porcelana	71%SiO_2, 21%Al_2O_3 - - Fe_2O_3 e outros óxidos.	1300°	Tubos isolantes primários e secundários	Dissolve-se ràpidamente nos fluxos básicos e lentamente nos ácidos, exceto em altas temperaturas. Não é afetado por atmosferas redutoras. Fraca resistência ao choque térmico.
Refratários a base de Mulita		1300°Hor. 1500°Vert	Tubos isolantes primários e secundários	Tubos permeáveis aos gases para pares de metais nobres
Quartzo fundido	99,8%-100%,, SiO_2	1400°	Tubos isolantes primários e secundários	Boa resistência à oxidação. Dissolve-se fàcilmente em fluxos básicos. Em altas temperaturas é efetado por atmosferas redutoras.
Argila refratária	53%SiO_2, 43%Al_2O_3 e outros óxidos	1400°	Tubos isolantes primários e secundários	As mesmas propriedades da porcelana, porém, permeável aos gases.
Alundum	Al_2O_3 fundida com aglomerantes	1400°	Tubos isolantes primários e secundários	Pouco poroso. A esmaltação baixa seu ponto de fusão. Indicado para pares de metais nobres.
Sílica	SiO_2	1500	Tubos isolantes primários e secundários	Não resiste aos fluxos básicos. Boa resistência as atmosferas oxidantes, mas é afetado pelas atmosferas redutoras. Fraca resistência ao choque térmico.

TABELA I-3 (continuação) (4)

Material	Composição química	Temp. máx. de utilização	Aplicação	Observações
Silimanita	37%SiO_2, 63%Al_2O_3	1600° 1800°	Tubos isolantes primários e secundários	Não resiste aos fluxos básicos e resiste pouco aos ácidos. Boa resistência a atmosferas oxidantes e redutoras. Boa resistência a choques térmicos. Indicado para proteção secundária de pirômetros expostos à chama.
Mulita	28%SiO_2, 72%Al_2O_3 ($3Al_2O_3$, $2SiO_2$)	1650°	Tubos isolantes primários e secundários	Pouca resistência a fluxos ácidos e básicos. Boa resistência a atmosferas oxidantes e redutoras e boa resistência ao choque térmico.
Carborundum	SiC	1650°	Tubos secundários	Amolece a 1750°. Resiste pouco aos fluxos ácidos e básicos. Fraca resistência a oxidação acima de 600°. Boas resistência a atmosferas redutoras e excelente resistência ao choque térmico.
Oxidos de Zirconio, Berilio e Torio		2000°		Excelente refratário. Ainda não muito usado em pirômetros.
Grafita	C	3000°	Tubos secundários	Pode ser usado com metais em fusão. Os pares de metais nobres precisam ser resguardados de sua ação.

Porém, na junta do par com êsses fios de ligação aparecem forças eletro-motrizes variáveis, pois essas juntas não permanecem à temperatura constante em geral encontram-se próximas aos pontos onde se medem as temperaturas e portanto sujeitas a irradiações ou aquecimento por condução.

A fim de evitar a influência dêsses novos fatôres procura-se empregar como fios de ligação materiais que gerem, nêsses pontos, as mesmas forças eletro-motrizes em função da temperatura, mas em sentidos contrários, na faixa de temperatura em que pode ocorrer a variação, Figura I-7.

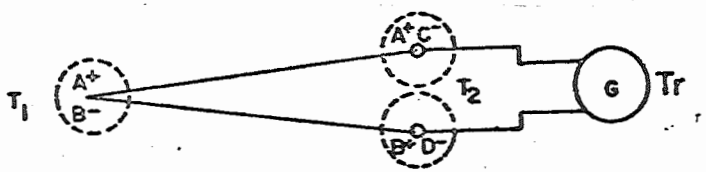


FIG-1-7

A escôlha dêsse par de materiais pode ser feita por gráficos idênticos ao da Figura I-6.

No caso do par de platina, platina-rodio, o fio de platina é ligado por meio de um fio de cobre-níquel a 2% Ni e o de platina-rodio por meio de fio de cobre.

Êsses fios de ligação tomam a denominação de cabos de compensação.

Deve ser notado que a correção para a temperatura de zero graus, na junta fria, temperatura em que, em geral, são aferidos os pares, ainda deve ser feita, pois que o aparêlho de medida quase nunca ou nunca se encontra a essa temperatura.

CORREÇÃO DA JUNTA FRIA

Para uma leitura correta, ou pelo menos mais correta, a temperatura ambiente deve ser adicionada à temperatura lida.

Muitas vêzes, para se fazer essa correção, quan

do o aparêlho de medida é um milivoltímetro, desloca se o ponteiro do aparêlho de maneira a marcar os milivolts correspondentes a essa temperatura, estando o par ligado ao aparêlho e com a junta quente a essa mesma temperatura.

Os aparelhos modernos apresentam dispositivos - para a compensação automática das variações de temperatura, após essa correção.

Para medidas mais precisas, como no caso de pesquisas em laboratórios, é empregado o processo esquematizado na Figura I-8.

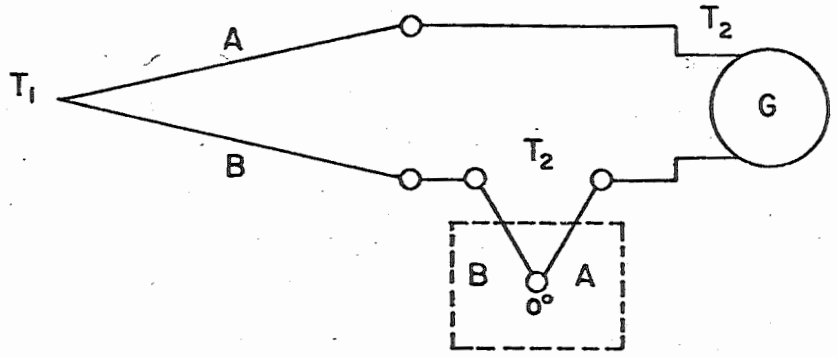


FIG.- I-8

APARELHOS DE MEDIDA

Os aparelhos utilizados nas medidas das forças eletro-motrizes são os milivoltímetros e os potenciômetros, principalmente os primeiros.

Comumente, são empregados aparelhos que já são calibrados diretamente em graus de temperatura; devem ser utilizados então, sempre com o mesmo tipo de par termo-elétrico.

Os milivoltímetros marcam a diferença de potencial nos seus terminais, e não a fôrça eletro-motriz gerada no circuito. As resistências externas, isto é, do par e do cabo de ligação, e interna - do aparêlho- influem então na medida.

De fato, sendo:

r_p = resistência ohmica do par

r_c = resistência ohmica do cabo de ligação

r_i = resistência ohmica do instrumento

a resistência total do circuito será:

$$R = r_p + r_c + r_i$$

A corrente I, no circuito, sendo E a fôrça eletro-motriz do par, será:

$$I = \frac{E}{R}$$

As quedas de tensão observadas no circuito são:

$E_p = I\ r_p$ - queda de tensão no par

$E_c = I\ r_c$ - queda de tensão no cabo de ligação

$E_i = I\ r_i$ - queda de tensão no instrumento

O aparêlho só mede esta última queda de tensão

$$E_i = I\ r_i \qquad (3)$$

que é uma fração de E.

Multiplicando-se o 2º membro de (3) por

$$\frac{E}{I\ (r_p + r_c + r_i)}$$

que é igual à unidade, obtemos:

$$E_i = \frac{r_i}{r_p + r_c + r_i} E \qquad (4)$$

Quanto maior fôr o valor de r_i - resistência do instrumento - em relação à resistência externa - $r_p + r_c$ - mais próximo estará o valor E_i do valor exâto que se quer medir, E.

São empregados então, como instrumentos de medida, milivoltímetros com elevada resistência interna; variações de resistência externa devidas à oxidação nos contatos, modificação do diâmetro e comprimento dos fios do par ou do cabo de ligação, desde que não muito elevados, não afetarão demasiadamente as leituras das temperaturas.

As resistências internas dêstes aparelhos variam também com a temperatura ambiente e segundo Ancey, poderão dar causa a um êrro de 30°C a temperatura de 1000°C, para uma diferença de 10°C na temperatura ambiente, no caso de pares de platina-platina / rodio.

AFERIÇÃO

A aferição dos pirômetros termo-elétricos pode ser feita de diversas maneiras, podendo ser aferidos separadamente o par termo-elétrico e o aparêlho de medida. Nêste caso é feita também uma aferição posterior do conjunto.

Os pirômetros podem ser aferidos:

a- por comparação com outro pirômetro aferido, considerado como padrão.

Ambos são colocados em um fôrno, com suas juntas quentes o mais próximo possível, usando de preferência um fôrno tubular pequeno, com aquecimento bem uniforme, e comparando as leituras observadas.

b- por temperaturas fixas, determinadas pelo ponto de fusão ou ebulição de certas substâncias puras escolhidas como padrão. Escala Internacional de Temperaturas - Tabela I-4.

TABELA I-4

Faixa de temperatura	Pontos de calibração		Instrumentos	Equação de interpolação (1)
- 190° a 0°C	Pto. de ebul. do Oxigênio Pto. de fusão do gêlo	-182,97° 0°	Termometro de resistências de Platina	$R_t = R_0 \left[1 + At + Bt^2 + C(t-100)t^3\right]$
0° a 660°C	Pto. de fusão do gêlo Pto. de ebul. da água Pto. de ebul. do enxôfre Pto. de solid. do Antimônio	0° 100° 444,60° (630,5°)(2)	Termômetro de resistência de Platina	$R_t = R_0 \cdot (1 + At + Bt^2)$
660° a 1063°	Pto. de solid. da Prata Pto. de solid. do Ouro	960,5° 1.063,0°	Par Platina-Platina Rodio (10%)	$e = a + bt + ct^2$ (3)
Acima de 1063°	Pto. de solid. do Ouro	1.063,0°	Pirômetro ótico	$\log_e \frac{J_2}{J_1} = \frac{C_2}{\lambda} \cdot \frac{1}{1336} \cdot \frac{1}{(t+273)}$ (3)

(1) R_t = resistência a t°C.
R_0 = resistência a 0°C.
A e B = constantes determinadas pela calibração nos pontos de ebulição da água e do enxôfre.
C = constante adicional determinada pela calibração no ponto de ebulição do Oxigênio.
e = f.e.m. a t °C.
a, b e c = constantes determinadas por três pontos de calibração.
J_2 = intensidade da radiação monocromática visível de comprimento de onda λ cm emitida por um corpo negro a t°C.
J_1 = intensidade da radiação monocromática visível de comprimento de onda λ cm emitida por um corpo negro a 1063,0°C.
C_2 = 1432 cm°K.

(2) Valor da temperatura de solidificação de um lote particular de Antimônio determinada por termômetro de resistência de Platina.

(3) Esta equação é válida para $\lambda(t+273) < 0{,}3$ cm°K

c- por meio de um potenciômetro, desde que seja conhecida a relação fôrça eletro-motriz-temperatura, do par em exame. Os fabricantes dos pares dão publicidade a tabelas, que devem ser usadas nêstes casos.

APARELHOS DO PRIMEIRO GRUPO

PIRÔMETROS DE RESISTÊNCIA

PRINCIPIOS DE FUNCIONAMENTO

É conhecido o fenômeno de aumento da resistência elétrica que apresenta qualquer metal, quando é aquecido.

A resistência ohmica de um metal em função da temperatura é dada em primeira aproximação por uma equação do tipo

$$R_t = R_o (1 + \alpha t_m) \quad \text{eq. linear} \qquad (1)$$

onde:

R_t = resistência a temperatura t

R_o = resistência a zero graus (0°C)

α = coeficiente de variação de resistência que define o intervalo de temperatura

(t_m = denominada também temperatura do metal = temperatura indicada pela função linear entre essas temperaturas)

α pode ser expresso pela equação:

$$\alpha = \frac{R_{100} - R_o}{100\ R_o} \qquad (2)$$

para as temperaturas entre 0°C e 100°C. O seu valor para a platina pura é da ordem de 0,003915.

Das equações (1) e (2) tiramos o valor de t_m.

$$t_m = \frac{100\ (R_t - R_o)}{R_{100} - R_o} \qquad (3)$$

mas êsse valor não nos dá a temperatura verdadeira, a não ser nos pontos 0°C e 100°C.

A relação entre a resistência elétrica de um dado metal e a temperatura é dada com maior aproximação por:

$$R_t = R_o\ (1 + At + Bt^2) \qquad (4)$$

onde R_t e R_o são respectivamente as resistências elétricas às temperaturas t e zero, e A e B coeficientes variáveis com os metais e seus graus de pureza.

Os valores de A e B, variam também com o pirômetro e são determinados pela solução da equação (4), para valores de R_t medidos nas temperaturas de 100°C e 444,6°C, esta última sendo a temperatura de vaporização do enxôfre. (Escala Internacional de Temperaturas).

O fenômeno da variação de resistência dos metais é utilizado para medidas de temperaturas, pois se com um fio metálico construimos uma resistência elétrica e os valores da resistência ohmica a várias temperaturas são conhecidas, podemos determinar os coeficientes A e B, ficando então conhecida a curva representativa da variação da resistência em função de temperatura, havendo uma correspondência bi-unívoca entre êsses valores.

Sendo medida então a resistência elétrica a uma temperatura qualquer, esta pode vir a ser conhecida, por meio de gráfico ou equação respectiva.

METAIS EMPREGADOS

Três são os metais empregados para a confecção de pirômetros de resistência: a platina, para aparelhos de precisão; o níquel e o cobre, para aparelhos menos precisos.

A pureza e condições físicas da platina devem ser tais que a relação de suas resistências R_t, a 100°C e 444,6°C, para a resistência a zero graus centígrados não devem ser respectivamente menores que: 1,390 a 2,645.

$$\frac{R_{100}}{R_o} \geq 1,390 \qquad \frac{R_{444,6}}{R_o} \geq 2,645$$

Para a correção nos pirômetros de platina da divergência de temperaturas definidas pela equação (1) da verdadeira temperatura - equação (4), a temperaturas diferentes de 0°C e 100°C, Callendar propôs a seguinte equação:

$$t - \frac{100\,(R_t - R_o)}{R_{100} - R_o} = \delta\left[\left(\frac{t}{100}\right)^2 - \left(\frac{t}{100}\right)\right] \qquad (5)$$

ou

$$t - t_m = \delta\left[\left(\frac{t}{100}\right)^2 - \left(\frac{t}{100}\right)\right]$$

onde:

t = temperatura verdadeira

t_m = temperatura dada pela equação (1) e

δ é uma constante do pirômetro, determinada resolvendo a equação para o valor de $t = 444,6°C$.

Calcula-se $t - t_m$, substituindo a temperatura indicada pelo pirômetro, no 2º têrmo da equação.

Esta correção, assim encontrada, é adicionada à temperatura achada no pirômetro e novamente substituída na equação. Três substituições idênticas nos dão um valor bem próximo da temperatura verdadeira.

Quanto às propriedades do níquel e do cobre não são especificadas, êstes devendo ser os mais puros possíveis.

CONSTRUÇÃO DOS APARELHOS

A resistência é enrolada em um material isolante resistente também ao calor, como a mica ou porcelana (as resistências de platina são empregadas sempre com mica) de tal maneira que possa dilatar-se livremente para evitar tensões no fio, tensões essas que alteram a resistência elétrica do material. Muitas vêzes êsses cuidados não são tomados, pois para medidas não muito precisas, a influência dessas tensões é pequena.

A resistência montada sôbre o isolante é colocada dentro de uma cápsula de sílica fundida, porcelana ou outro material resistente à oxidação, sendo submetida nêsse estado a um recozimento para alívio de tensões.

O conjunto é selado, os pirômetros de platina para evitar contaminação, podendo ser preenchidos com ar sêco ou Hélio (nêste caso só podem ser empregados até 300°C, devido à difusão do gás).

A ligação do instrumento de medida, que pode ser uma ponte de Wetstone ou um potenciômetro, é feita por processos especiais, para evitar o aparecimento de fôrças eletro-motrizes parasitas.

Um dos processos utilizados para ligação à ponte é o esquematizado na Figura I-9.

Uma das extremidades da resistência do pirômetro r_p, é ligada por meio de um fio, a resistência r_2, da ponte. A outra extremidade é ligada, por meio de um fio, à bateria B e por meio de outro, à resistência r_3 da ponte, êsses fios sendo do mesmo do material.

A ponte é equilibrada, e qualquer variação da temperatura ao longo dos fios 1 e 2, geram correntes devido ao efeito Thonson e tem suas resistências modificadas, mas como essas correntes e modificações são idênticas, pois os fios são colocados juntos e a variação da temperatura é portanto idêntica, a ponte permanece equilibrada, a menos da variação da resis-

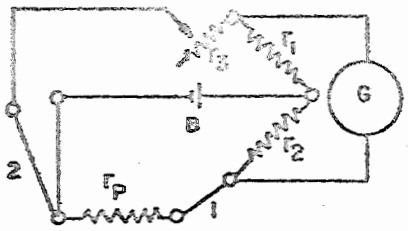


FIG.-I-9

cia r_p do pirômetro.

Êsse é o esquema utilizado quando o pirômetro apresenta três fios de ligação ou compensação.

Podem ser construídos pirômetros com 4 fios de ligação segundo o esquema da Figura I-10 - onde R_p - resistência do pirômetro e 1, 2, 3 e 4 fios de ligação à ponte de Wheatstone, com resistências r_1, r_2, r_3 e r_4, respectivamente.

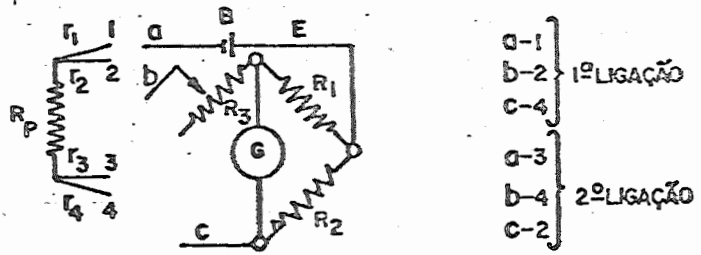


FIG.-I-10

Em uma primeira ligação, ajustando R_3 para equilíbrio do galvanômetro:

$$\frac{R_3 + r_2}{R_1} = \frac{R_p + r_4}{R_2}$$

sendo por construção $R_1 = R_2$ temos

$$R_p = R_3 + r_2 - r_4 \qquad (6)$$

Após medirmos R_3, fazemos nova ligação e obtemos:

$$\frac{R_3' + r_4}{R_1} = \frac{R_p + r_2}{R_1}$$

onde R_3' é a resistência encontrada agora para equilíbrio do galvanômetro.

Obtemos da maneira anterior:

$$R_p = R_3' + r_4 - r_2 \qquad (7)$$

Somando (6) e (7) e dividindo por 2, temos:

$$R_p = \frac{R_3 + R_3'}{2} \qquad (8)$$

Necessitamos, pois, de duas medidas para obtenção da resistência.

O potenciômetro só pode ser empregado quando o pirômetro tem quatro fios de ligação, esta, sendo feita, segundo o esquema da Figura I-11.

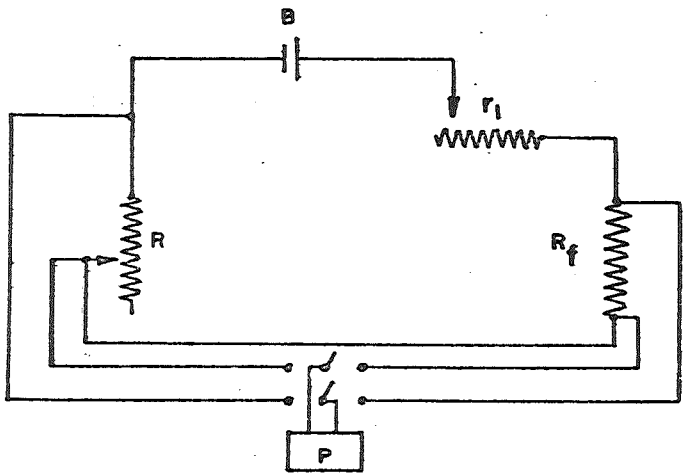


FIG.-I-11

A intensidade de corrente na resistência R_p do pirômetro é ajustada pela resistência variável r_1.

A resistência do pirômetro é ligada em série com

uma resistência padrão R, as quedas de potencial nessas resistências podendo ser medidas pelo potenciômetro P.

A relação das resistências é idêntica à relação de queda de potencial, quando a corrente é a mesma.

$$e_p = i\,R_p \qquad (9)$$

$$e = i\,R \qquad (10)$$

donde

$$\frac{e_p}{e} = \frac{R_p}{R}$$

ou

$$R_p = \frac{e_p}{e}\,R \qquad (11)$$

O valor de R pode ser variado até que e_p seja igual a "e" e então

$$R_p = R$$

sendo êste valor lido diretamente no aparêlho.

A corrente que circula na resistência deve ser bem pequena, para evitar aquecimentos pela ação do efeito Joule. Segundo Faggiani, a corrente da ordem de 0,001 ampere dá boa precisão. Segundo os códigos da ASME essa corrente deve ser regulada de maneira especial, até ser verificado que não haja influência de sua passagem na resistência. Para efeito de sensitividade recomenda que a máxima corrente possível seja empregada.

UTILIZAÇÃO

Êste aparêlho pode ser empregado para medir temperaturas até 1000°C, intermitentemente, mas, em geral, é utilizado até 600°C, quando a resistência é de platina,(1) e até 200°C, quando a resistência é

(1) Veja restrição já citada

de níquel.

Segundo o código citado da ASME, os pirômetros de platina, de precisão, medem temperaturas com um êrro da ordem de ± 0,02°F, e os tipos industriais com êrro de ± 0,2°F, idêntico ao êrro apresentado pelos pirômetros de resistência de níquel.

CALIBRAÇÃO

A calibração do aparêlho pode ser feita aferindo a sua resistência a diferentes temperaturas, estas sendo medidas por um termômetro padrão de precisão.

APARELHOS DO SEGUNDO GRUPO

PIRÔMETROS ÓTICOS

INTRODUÇÃO

Quando os corpos são aquecidos começam a emitir energia sob a forma de calor e atingida uma certa temperatura, a emissão se faz também sob a forma de luz, esta segunda forma de emissão só aparecendo à temperatura da ordem de 500°C.

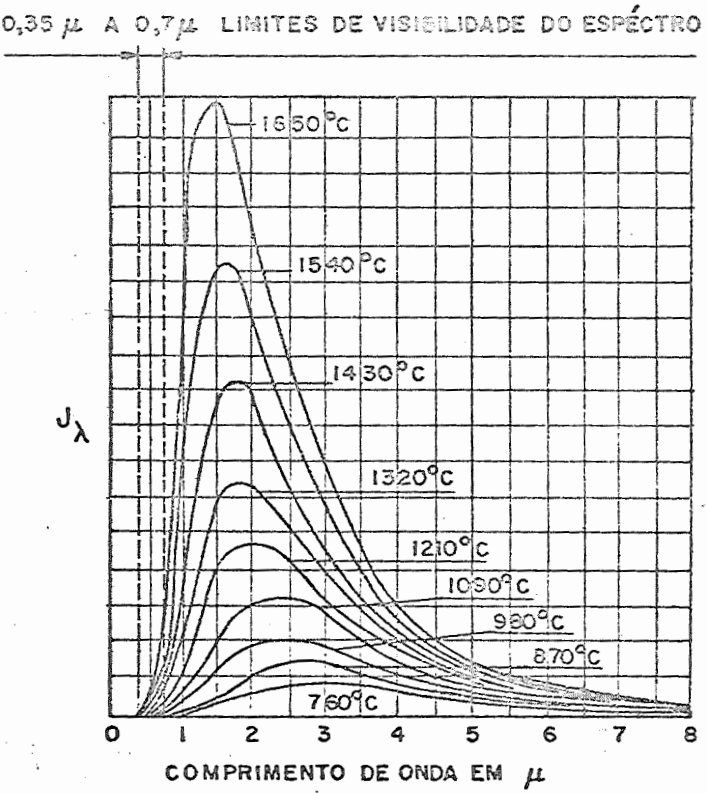
A única diferença entre essas formas de emissão de energia sendo o comprimento de onda, observamos que, quanto mais elevada a temperatura, mais radiações de comprimento de onda do espectro visível - entre 0,70 e 0,37 microns aproximadamente - servem para a irradiação da energia.

Com o aumento de temperatura a energia vai sendo irradiada em uma faixa de comprimentos de onda cada vez mais larga, esta faixa desenvolvendo-se para o lado das radiações de pequeno comprimento de onda- Figura I-12.

Os diferentes comprimentos de onda, na faixa visível, afetam os nossos sentidos de maneira diferente, apresentando tons variáveis do vermelho ao violeta.

Às temperaturas elevadas, quando os corpos emitem comprimentos de ondas em tôda a faixa visível, os corpos emitem uma luz branca, composição das outras radiações.

Pode um operador com prática avaliar a ôlho a



DISTRIBUIÇÃO DA RADIAÇÃO DO CORPO NEGRO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA

FIG.-I-12

temperatura em que se encontra um metal, desde que as ondas emitidas já estejam na faixa visível. Aliás, êsse era o método empregado nos primórdios da metalurgia, quando não havia meios de medir essas temperaturas.

Verificou-se que a emissão de energia radiante é diferente de um corpo para outro, dependendo do chamado coeficiente de emissão dêsses corpos. Dois corpos à mesma temperatura, emitem diferentes quantidades de energia radiante aparentando estar a temperaturas diferentes.

Êsse efeito não é percebido pelo ôlho e dá causa de êrro de avalização de temperatura. Um indivíduo com prática de observação em um dado ambiente e um determinado corpo aquecido, pode cometer um êrro

de centenas de graus, ao observar outro ou o mesmo corpo em outro ambiente.

Kirchof, estudando a emissão de energia dos corpos aquecidos, concebeu a teoria do corpo negro, que absorve tôdas as radiações, não refletindo nenhuma.

Êsse corpo, assim concebido, apresenta o máximo teórico de poder emissivo, que é feito igual à unidade.

A emissividade ou poder emissivo de um corpo opaco é definido como a relação entre a velocidade - com que a energia radiante é emitida pelo corpo em consequência da temperatura e a velocidade de emissão da energia radiante de um corpo negro.

$$E_t = \frac{\delta}{\delta_1}$$

δ - velocidade radiante de um corpo opaco

δ_1 - velocidade radiante de um corpo negro

Sendo E o poder emissivo de um corpo opaco e R o poder refletor, temos a seguinte relação:

$$E + R = 1 \qquad (2)$$

Sendo R = 0 para o corpo negro, obtemos:

$$E = 1$$

para êsse mesmo corpo a qualquer outro corpo apresenta menor poder emissivo.

A energia irradiada por um dado comprimento de onda, por um corpo negro a temperatura absoluta T, é dada pela lei estabelecida por Plank em 1901, e expressa da seguinte maneira:

$$Q_{\lambda T} = C_\lambda^{-5} \left(e^{\frac{B}{\lambda T}} - 1\right)^{-1} \qquad (3)$$

onde:

$Q_{\lambda T}$ = energia irradiada por um comprimento de onda λ a temperatura absoluta T.

B e C = constantes que apresentam quando o comprimento de onda é dado em centímetros e a radiação em ergs por centímetro quadrado por segundo (sistema c.g.s.) os seguintes valores:

$$B = 1,4385$$

$$C = 3,739 \cdot 10^{-5}$$

e = base dos logarítmos neperianos

Essa fórmula foi verificada ser válida para - temperatura desde 400°C até 1500°C.

Já antes da determinação da lei de Plank, havia sido formulada por Wien (1896) uma outra lei que relaciona a energia irradiada, por um dado comprimento de onda, em função da temperatura.

Essa fórmula, apesar de ser menos precisa que a de Plank, é a utilizada, pois a diferença de resultados entre elas é pequena, para o comprimento de onda λ = 0,65 microns, referente à luz vermelha utilizada na prática.

A fórmula de Wien é a seguinte:

$$Q_{\lambda T} = C\lambda^{-5}\, e^{-\frac{B}{\lambda T}} \qquad (4)$$

onde

$Q_{\lambda T}$ = energia irradiada por um comprimento de onda λ à temperatura absoluta T.

B e C = constantes - (B constante universal de radiação (1) e C dependente de outras variáveis).

e = base dos logarítmos neperianos.

A diferença entre os resultados é a temperatura de 3000°K de 0,3°K.

---

(1) B = 14,330 quando λ é dado em microns.

PIRÔMETROS ÓTICOS

Os pirômetros óticos são, em geral, construídos para medir a temperatura dos corpos em base ao comprimento de onda da luz vermelha (~ 0,65 microns) e regulado para medidas relativas a um corpo negro.

Para a medida de temperatura dos corpos que apresentam poder emissivo menor do que um - poder emissivo dos corpos negros - o valor encontrado deve ser corrigido, de acôrdo com sua emissividade: o valor encontrado nas medidas feitas com um pirômetro, é sempre inferior à temperatura verdadeira.

As Tabelas I-5, I-6, I-7, I-8, nos dão as temperaturas verdadeiras em função da temperatura aparente, medidas em meio aberto, as emissividades de alguns materiais e correções a serem observadas para algumas leituras de temperatura em função do poder emissivo dos materiais.

Dois são os tipos de pirômetros óticos: o de desaparecimento de filamento e o de desaparecimento de ponto.

PIRÔMETRO ÓTICO DE DESAPARECIMENTO DE FILAMENTO

Êstes pirômetros, idealizados por Le Chatelier, modificados por Morse e melhorado por Horborn e Kurlbaun comparam a emissão de um dado comprimento de onda de um filamento incandescente de uma lâmpada especial, com a recebida do objeto cuja temperatura deve ser medida.

A emissão do filamento pode ser modificada pela variação da intensidade da corrente que por êle passa, por meio de um reostato.

A temperatura do filamento pode ser expressa em função da corrente que passa, pela fórmula empírica:

$$I = A + B\,T + C\,T^2 \qquad (1)$$

onde:

I = miliamperes medidos no aparêlho

A, B e C = constantes

T = temperatura em graus absolutos.

T A B E L A I-5

TEMPERATURAS VERDADEIRAS E TEMPERATURAS APARENTES MEDIDAS POR PIRÔMETRO ÓTICO USANDO LUZ VERMELHA (λ = 0,65 micron) QUANDO OBSERVADA NOS SEGUINTES MATERIAIS EM AMBIENTE ABERTO:

Temperaturas verdadeiras °C									
Temperatura observada, °C	Cobre fundido	Aço fundido	ferro fundido líquido		óxido de ferro sólido	óxido de níquel sólido	níquel-cromo ou cromel ao ar	escória fundida	platina brilhante
			oxidado	metal limpo					
700					700	701	705		755
800					801	802	806		867
900					902	904	907		980
950	1094				953	955	957		1037
1000	1157				1004	1007	1008		1095
1050	1220				1055	1058	1058		1152
1100	1284				1106	1110	1109		1210
1150	1349		1184		1158	1162	1160		1268
1200	1414		1236		1210	1215	1210		1326
1250	1480		1288			1267	1261		1385
1300	1546		1341	1410		1320	1312		1444
1400		1525	1447	1525			1415	1455	1563
1500		1641		1641				1565	1683
1600		1758						1670	
1700		1876						1780	
1750		1936						1830	

T A B E L A I-6

EMISSIVIDADE ESPECTRAL DE MATERIAIS PARA λ = 0,65 MICRON.

SUPERFICIE DESOXIDADA

Elemento	$\epsilon_{0,65\mu}$ sólido	líquido	Elemento	$\epsilon_{0,65\mu}$ sólido	líquido
Berilo	0,61	0,61	Tório	0,36	0,40
Carbono	0,80-0,93		Titânio	0,63	0,65
Cromo	0,34	0,39	Tungstênio	0,43	
Cobalto	0,36	0,37	Urânio	0,54	0,34
Colúmbio	0,37	0,40	Vanádio	0,35	0,32
Cobre	0,10	0,15	Yttrium	0,35	0,35
Erbio	0,55	0,38	Zircônio	0,32	0,30
Ouro	0,14	0,22	Aço	0,35	0,37
Iridio	0,30		Ferro fundido	0,37	0,40
Ferro	0,35	0,37	Constantan	0,35	
Manganês	0,59	0,59	Monel	0,37	
Molibdênio	0,37	0,40	Chromel-P (90 Ni-10 Cr)	0,35	
Niquel	0,36	0,37	80 Ni-20 Cr	0,35	
Palladium	0,33	0,37	60 Ni-24 Fe-16 Cr	0,36	
Platina	0,30	0,38	Alumel (95 Ni; bal. Al, Mn, Si)	0,37	
Rhodium	0,24	0,30	90 Pt-10 Rh	0,27	
Prata	0,07	0,07			
Tântalo	0,49				

TABELA I-7

EMISSIVIDADE ESPECTRAL DOS ÓXIDOS

Material	faixa de valores observados $\epsilon_{0,65\mu}$	valores prováveis para os óxidos formados no metal (superfície plana) $\epsilon_{0,65\mu}$
óxido de alumínio	0,22-0,40	0,30
óxido de berilo	0,70-0,37	0,35
óxido de cério	0,58-0,80	
óxido de cromo	0,60-0,80	0,70
óxido de cobalto		0,75
óxido de colúmbio	0,55-0,71	0,70
óxido de cobre	0,60-0,80	0,70
óxido de ferro	0,63-0,98	0,70
óxido de magnésio	0,10-0,43	0,20
óxido de niquel	0,85-0,96	0,90
óxido de tório	0,20-0,57	0,50
óxido de estanho	0,32-0,60	
óxido de titânio		0,50
óxido de urânio		0,30
óxido de vanádio		0,70
óxido de yttrium		0,60
óxido de zircônio	0,18-0,43	0,40
alumel (oxidado)		0,87
ferro fundido (oxidado)		0,70
Chromel-P (90 Ni-10 Cr) (oxidado)		0,87
80 Ni-20 Cr (oxidado)		0,90
60 Ni-24 Fe-16 Cr (oxidado)		0,83
55 Fe-37,5 Cr- 7,5 Al (oxidado)		0,78
70 Fe-23 Cr-5 Al-2 Co (oxidado)		0,75
Conscantan (55 Cu-45 Ni)(oxidado)		0,84
aço ao carbono (oxidado)		0,80
aço inoxidável (18-8) (oxidado)		0,85
porcelana	0,25-0,50	

T A B E L A I-8

CORREÇÃO DE TEMPERATURAS OBSERVADAS PARA PIROMETROS EMPREGANDO LUZ VERMELHA.
(λ = 0,65 micron)

Emissividade	Adicionar os valores abaixo para as seguintes temperaturas observadas, °C										
	700	800	900	1000	1100	1200	1300	1400	1600	1800	2000
0,30	55	67	80	95	111	129	148	168	214	265	322
0,40	41	50	60	71	83	96	110	125	158	196	237
0,50	31	37	45	53	62	72	83	93	117	145	175
0,60	22	27	33	39	45	52	60	67	85	105	126
0,70	16	19	23	27	31	36	41	47	59	72	87
0,80	10	12	14	17	19	22	25	29	36	44	54
0,90	4	5	7	8	9	10	12	13	17	21	25
1,00	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0

As constantes podem ser estabelecidas fazendo-se três medidas com temperaturas conhecidas e substituindo na equação e resolvendo o sistema obtido.

Valores mais exatos podem ser obtidos pela fórmula

$$\sigma AT^4 = RI^2 \qquad (2)$$

onde:

σ - constante de radiação (lei de Stefan-Boltzman)

A - área do filamento da lâmpada

T - temperatura absoluta

R - resistência do filamento

I - corrente em amperes na lâmpada

Na construção do aparêlho um filtro monocromático (M), Figura I-13, colocado junto à ocular do aparêlho, absorve tôdas as radiações de comprimento de onda diferentes do vermelho. ($\lambda = 0{,}65\,\mu$).

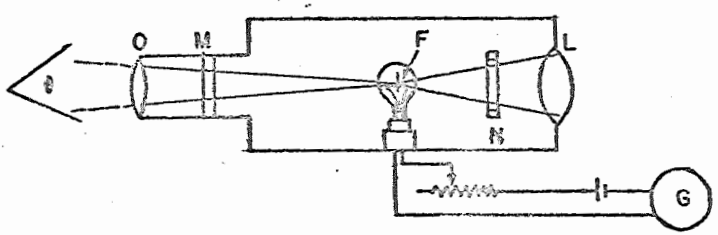


FIG.—I-13

Uma objetiva (L) focaliza sôbre o filamento da lâmpada (F) a imagem do corpo cuja temperatura se deseja medir, ambas as imagens sendo recebidas pelo observador através a ocular, que as focaliza.

Quando a emissão do filamento, que pode ser modificada, fôr igual a do objeto observado, ambos estão à mesma temperatura.

O filamento nêste caso não será visível, no trecho que serve de referência, pois desaparece no fun-

do constituído pela radiação recebida do objeto.

A corrente que passa no filamento pode ser medida por um miliamperímetro que, em geral, já vem graduado em graus de temperatura, ou por meio de um potenciômetro; êste também vem com o aparêlho e já graduado em graus de temperatura.

A fim de poupar a lâmpada e não ferir muito a vista do operador nas leituras de altas temperaturas, os aparelhos trazem, em geral, um segundo filtro (N) Figura I-13 - junto à objetiva, que pode ser introduzido no percurso da radiação proveniente do objeto, e que reduz a sua intensidade, podendo ser então a corrente do filamento da lâmpada e sua intensidade luminosa, diminuidas.

Os aparelhos trazem gravadas, então, duas escalas de leitura: uma que vai de aproximadamente, 700°C até 1400°C e outra de 1200°C a 2000°C, para serem utilizados, respectivamente, sem e com o filtro N.

Nos aparelhos comuns o êrro pode atingir de ± 5°C a ± 10°C a 1500°C. Podem ser obtidas precisões da ordem de 0,2°C a 1000°C, 0,8°C a 3000°C e 3°C a 4000°C.

CALIBRAÇÃO DO APARELHO

Os aparelhos podem ser calibrados com termômetros de gás até 1550°C, e os valores superiores são extrapolados. A fórmula de Plank foi verificada, como já foi visto, até 1500°C.

Até temperaturas da ordem de 1500°C, a calibração do aparêlho pode ser feita comparando com um pirômetro de par termo-elétrico padrão. Para temperaturas superiores, a comparação pode ser feita com um pirômetro ótico padrão, ou cones Segers.

Cuidados especiais são tomados durante essas comparações.

O fôrno deve ser bem fechado, aproximando-se o mais possível das características de um corpo negro, sem gases ou fumaças no seu interior e o cone ou par devem ser colocados de maneira que sejam fàcilmente visíveis, nêste último só interessando a sua junta quente, onde deve ser focalizado o pirômetro ótico.

Pode ser usado um fôrno tubular de 5 cm ou pouco menos de diâmetro e 45 cm de comprimento, colocan

do-se o par por uma extremidade e fazendo-se as observações pelo outro com o pirômetro ótico. A junta quente do par deve atingir a parte média do tubo.

Lâmpadas especiais de filamento de Wolfrânio podem ser utilizadas quando a comparação é feita com um pirômetro ótico padrão.

A calibração da lâmpada do aparêlho pode ser feita por meio da fórmula empírica (1) já citada.

PIRÔMETRO ÓTICO DE DESAPARECIMENTO DE UM PONTO

Nêste tipo de aparêlho, o têrmo de comparação para a emissividade da fonte é sòmente um ponto do filamento de uma lâmpada (L) - Figura I-14, pelo qual passa uma corrente, que deve manter a temperatura constante.

Êsse ponto é observado durante as medidas de temperatura, sôbre o fundo formado pelas radiações do objeto cuja temperatura se deseja medir, recebidas pela objetiva (O_1) do aparêlho.

As radiações recebidas pela objetiva antes de alcançar o ôlho do observador, são modificadas em sua intensidade por meio de um disco (D) cuja transparência é variável - coeficiente de absorção variável de ponto para ponto e que pode girar em tôrno do centro. Podem ser dessa maneira igualadas as radiações da lâmpada com as recebidas do corpo aquecido, do qual se deseja conhecer a temperatura. Uma ocular (O_2) permite fazer essas observações.

Em outros aparelhos a intensidade luminosa do objeto é reduzida por meio de lâminas cônicas que interceptam as radiações. A absorção dessas lâminas varia com a espessura das mesmas.

A variação em ambos os casos pode ser conhecida por meio da seguinte fórmula:

$$I = I_o \, e^{-\mu x} \qquad (3)$$

onde:

I = intensidade luminosa observada

I_o = intensidade luminosa incidente

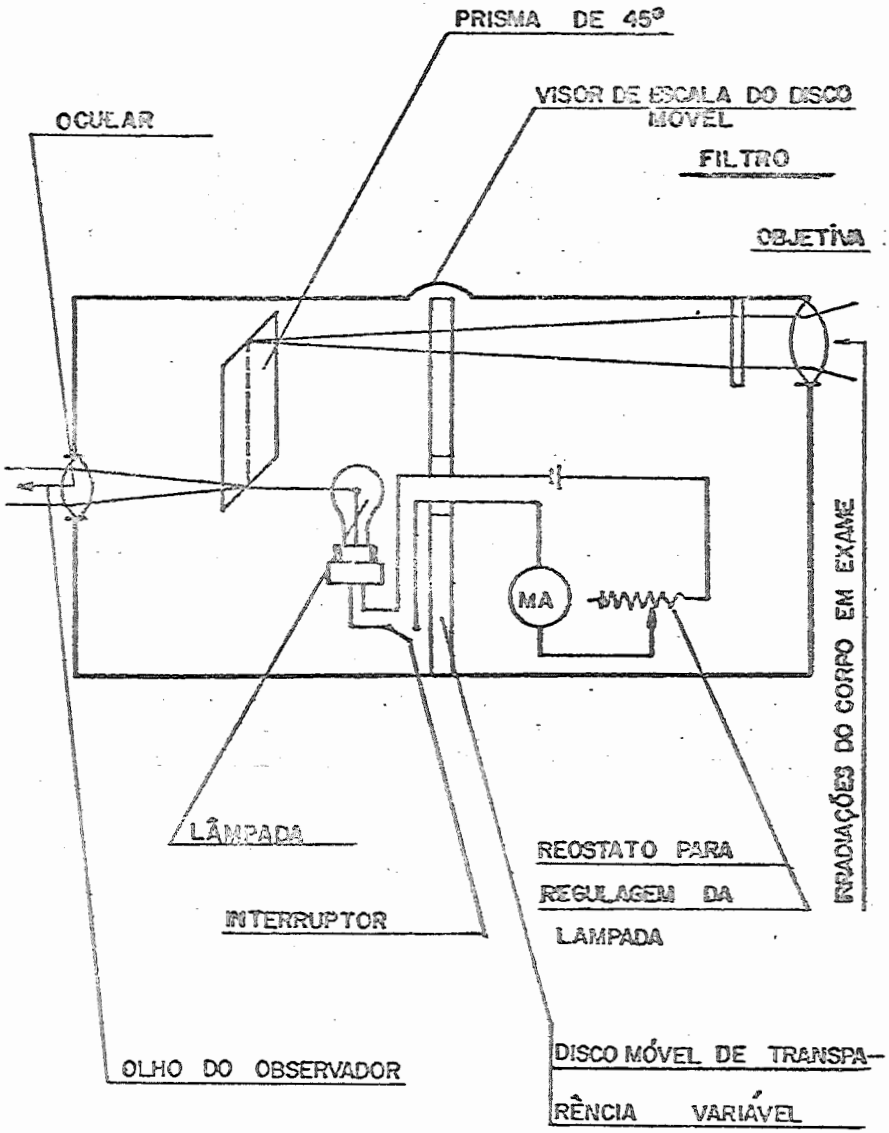

PRISMA DE 45°
VISOR DE ESCALA DO DISCO MÓVEL
OCULAR
FILTRO
OBJETIVA
MA
RADIAÇÕES DO CORPO EM EXAME
LÂMPADA
REOSTATO PARA REGULAGEM DA LAMPADA
INTERRUPTOR
OLHO DO OBSERVADOR
DISCO MÓVEL DE TRANSPARÊNCIA VARIÁVEL

FIG.— I—14

e = base dos logarítmos neperianos

μ = coeficiente de absorção - variável no caso dos discos e constantes no caso das lâminas

x = espessura da camada de absorção - constante no caso dos discos e variável no caso das lâminas.

As lâmpadas, por construção, atingem uma certa intensidade luminosa para uma determinada intensidade de corrente. Com o tempo há variação da resistência da lâmpada e portanto de luminosidade.

No circuito da lâmpada existe então um reostato que permite variar a corrente, para ser atingido o valor que dá a luminosidade correta para cada lâmpada.

Existem também lâmpadas padrão, que são colocadas para a calibração do aparêlho.

CALIBRAÇÃO DO APARELHO

Como já foi visto, há variação da luminosidade da lâmpada com o tempo.

Para a aferição podemos utilizar um outro pirômetro: de par-termo-elétrico ou ótico-padrão, e observando uma fonte com temperatura constante conhecida, acertar novamente a corrente, por meio do reostato. Essa é a corrente a ser utilizada daí em diante.

Se se puder contar com uma lâmpada padrão, coloca-se esta no aparêlho e verifica-se a temperatura da fonte de temperatura constante. Substitui-se a seguir, a lâmpada de uso e procura-se, variando a corrente, acertar o pirômetro para essa temperatura. Verifica-se a corrente que circula e essa deve ser a utilizada daí em diante, até que seja feita uma nova aferição, quando se julgar ou perceber que o aparêlho já não está mais calibrado.

APARELHOS DO SEGUNDO GRUPO

PIROMETROS DE RADIAÇÃO TOTAL

INTRODUÇÃO

Sabe-se que um corpo aquecido emite energia sob a forma de calor, e atingida uma certa temperatura,-

também sob a forma de luz.

Já foi visto também que a energia emitida sob a forma de luz segue a lei de Plank, ou com bastante aproximação a lei de Wien.

J. Tyndall, em 1864, tentou relacionar a energia total - sob forma de calor e luz - irradiada por um corpo negro, em função da temperatura. Baseado nêsses estudos e outros dados, J. Stefan, em 1879, formulou uma lei, confirmada em 1884, por L. Boltzmann, por deduções termodinâmicas, que nos informa que a energia total irradiada é função da quarta potência das temperaturas absolutas do corpo irradiante, e do meio que o circunda.

A lei de Stefan-Boltzmann, como é conhecida, apresenta a seguinte expressão:

$$W = \sigma (T_1^4 - T_2^4) \qquad (1)$$

onde T_1 e T_2 são, respectivamente, temperaturas do corpo e do meio que o circunda e a constante universal de irradiação, ou constante de Stefan e o seu valor é o seguinte, em vários sistemas de unidades:

$$\sigma = 5{,}73 \times 10^{-12} \text{ watts/cm}^2 \ (^\circ K)^4$$

$$\sigma = 1{,}37 \times 10^{-12} \text{ cal/s.cm}^2 \ (^\circ K)^4$$

$$\sigma = 4{,}93 \times 10^{-8} \text{ Kcal/h m}^2 \ (^\circ K)^4$$

$$\sigma = 4{,}75 \times 10^{-5} \text{ ergs/cm}^2\text{.s} \ (^\circ K)^4$$

O valor de T_2^4 é, geralmente, pequeno em relação ao valor de T_1^4 e é abandonado, a expressão ficando

$$W = \sigma T_1^4$$

Quando o corpo irradiante tem um poder emissivo E, que como já foi estudado, é sempre menor do que 1,

poder emissivo do corpo negro, a expressão que liga a energia irradiada à temperatura toma o seguinte aspecto:

$$W = \sigma E T_1^4 = \sigma T_a^4 \qquad (3)$$

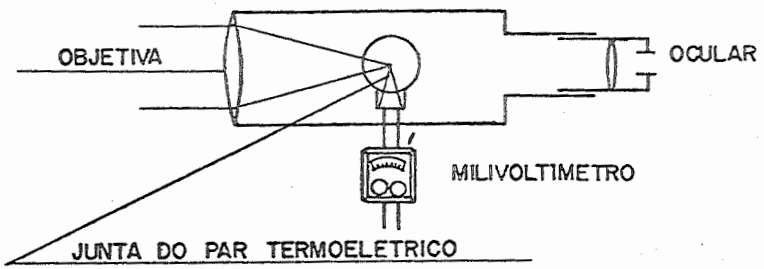
onde T_1 é a temperatura absoluta do corpo e T_a a temperatura absoluta aparente, indicada pelo pirômetro.

A Tabela I-9, nos dá uma relação entre as temperaturas aparente e verdadeira, segundo o poder emissivo dos corpos.

TIPOS DE PIRÔMETROS

Dois são os tipos de pirômetros de radiação total empregados: os de foco fixo e os de foco variável.

O funcionamento de ambos é baseado no mesmo princípio: um sistema que recebe as radiações do corpo do qual se deseja conhecer a temperatura, e que concentra essas radiações sôbre a junta quente de um par termo-elétrico pequeno - Figura I-15 - localizado no interior do aparêlho e que está ligado a um milivoltímetro, em geral, já graduado em graus, ou sôbre uma espiral bi-metálica, que se deforma sob a ação do calor, ligada a um ponteiro que percorre um marcador.



PIROMETRO DE RADIAÇÃO

FIG. I — 15

Nêsse local pode ser colocada também uma célula foto-sensível, que ligada a um circuito pré-determinado, registra a intensidade de energia recebida.

O sistema que recebe e concentra as radiações, pode ser formado por uma objetiva, ou por um espêlho

T A B E L A I-9

TEMPERATURA VERDADEIRA E TEMPERATURA APARENTE COMO OBSERVADAS COM UM PIRÔMETRO DE RADIAÇÃO TOTAL.

(Temperaturas observadas na primeira linha, verdadeiras temperaturas no corpo da tabela).

Emissividade total	100	200	300	400	600	800	1000	1200	1400	1600	1800
0,05	422	686	916	1137	1167	1993	2317	2841	3264	3687	4110
0,10	316	536	728	913	1275	1632	1898	2345	2701	3057	3413
0,15	264	460	633	799	1126	1449	1771	2093	2415	2736	3058
0,20	231	410	571	725	1029	1330	1629	1929	2228	2527	2827
0,25	207	375	526	672	958	1243	1526	1809	2093	2376	2658
0,30	189	347	491	630	904	1175	1446	1717	1987	2258	2528
0,35	175	325	463	596	860	1121	1381	1642	1902	2162	2422
0,40	164	307	439	568	823	1075	1327	1579	1830	2082	2333
0,45	154	291	419	544	791	1036	1281	1525	1769	2014	2258
0,50	146	278	402	523	763	1002	1240	1478	1716	1954	2192
0,55	138	266	387	505	739	972	1204	1437	1669	1902	2134
0,60	132	255	373	489	718	945	1173	1400	1628	1855	2082
0,65	126	246	361	474	698	921	1144	1367	1590	1813	2036
0,70	121	238	350	461	680	900	1119	1337	1556	1775	1993
0,75	117	230	340	448	664	880	1095	1310	1525	1740	1955
0,80	113	223	331	437	694	861	1073	1284	1496	1707	1919
0,85	109	217	322	427	636	844	1053	1261	1469	1678	1888
0,90	106	211	314	417	623	828	1034	1239	1445	1650	1855
0,95	103	205	307	408	611	814	1016	1219	1422	1624	1827
1,00	100	200	300	400	600	800	1000	1200	1400	1600	1800

esférico, êste último sistema evitando a absorção de algumas radiações pelo material que constitui a lente da objetiva.

Uma ocular permite observar quando a focalização da imagem do objeto está perfeita. Esta imagem deve ocupar todo o campo do aparêlho, para que seja feita uma leitura correta, isto é, deve sempre ser interceptada pelo aparêlho uma porção bem definida de energia irradiada.

Na Figura I-16, temos a representação de um pirômetro de radiação total, de foco fixo, com espêlho.

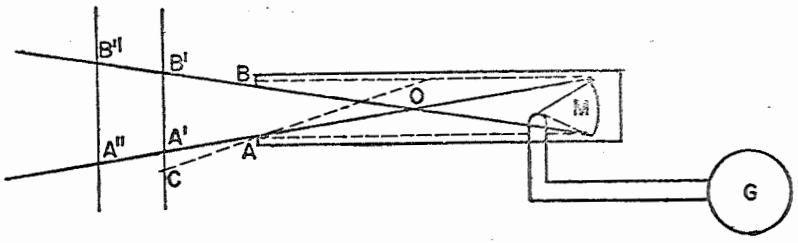


FIG. I—16

Nêste caso, o par termo-elétrico, a espiral ou a célula, e a abertura de entrada do aparêlho estão colocados nos focos conjugados do espêlho esférico.

A energia recebida pelo par ou espiral é constante, qualquer que seja a distância da fonte AB ou A'B' - desde que ocupe todo o campo do aparêlho.

Aumentando a distância, a energia recebida por unidade de área da fonte diminui, mas a área irradiante aproveitada para a leitura cresce, e a quantidade de energia recebida pelo aparêlho permanece constante.

Os pirômetros de radiação total apresentam várias fontes de êrro, que devem ser levadas em consideração na determinação das temperaturas. Entre estas podemos citar:

1- Diminuição do poder refletor do espêlho, por causa de sujeira ou outro fator, ou absorção de radiações pelo material da lente.

2- Absorção de radiações por gases interpostos entre

a fonte e o aparêlho. Os gases absorvem, geralmente, maior quantidade de energia, emitida com grande comprimento de onda - radiações infra-vermelhas.

Êsses aparelhos podem apresentar precisão da ordem de 5° a 15°C entre 500° e 1600°C.

CUIDADOS AO FAZER AS LEITURAS COM PIRÔMETROS ÓTICOS

1- Evitar sempre que possível fazer observações através atmosferas carregadas de gases.

2- Evitar reflexos de outras fontes luminosas, na superfície em observação. Quanto menor o poder emissivo dessa superfície, e portanto, maior o poder refletor, maior êrro é cometido nêsses casos.

REGISTRO E CONTRÔLE DE TEMPERATURAS

Os pirômetros de resistência, de par termo-elétrico e de radiação total podem ser ligados a instrumentos que registram contínua ou intermitente a temperatura, podendo dessa forma ser conhecida a variação da temperatura com o tempo. Podem também ser ligados a instrumentos que regulam dentro de certo intervalo, uma temperatura pré-estabelecida.

CONVERSÃO DE ESCALAS DE TEMPERATURAS

TÁBUA DE CONVERSÃO

Sendo muito comum o caso de conversão de escalas de temperaturas - Fahrenheit em Centígrados e vice-versa, é publicada, a seguir, uma tábua de conversão - Figura I-17.

CÁLCULOS PRÁTICOS DE CONVERSÃO

Para avaliação aproximada das temperaturas em graus centígrados quando dados em graus Fahrenheit , deve êsse valor ser multiplicado por 0,555. Para temperaturas acima de 500°F, o êrro é menor do que 5%.

Para a obtenção de valores mais exatos podemos fazer as seguintes considerações:

TÁBUA DE CONVERSÃO DE TEMPERATURAS

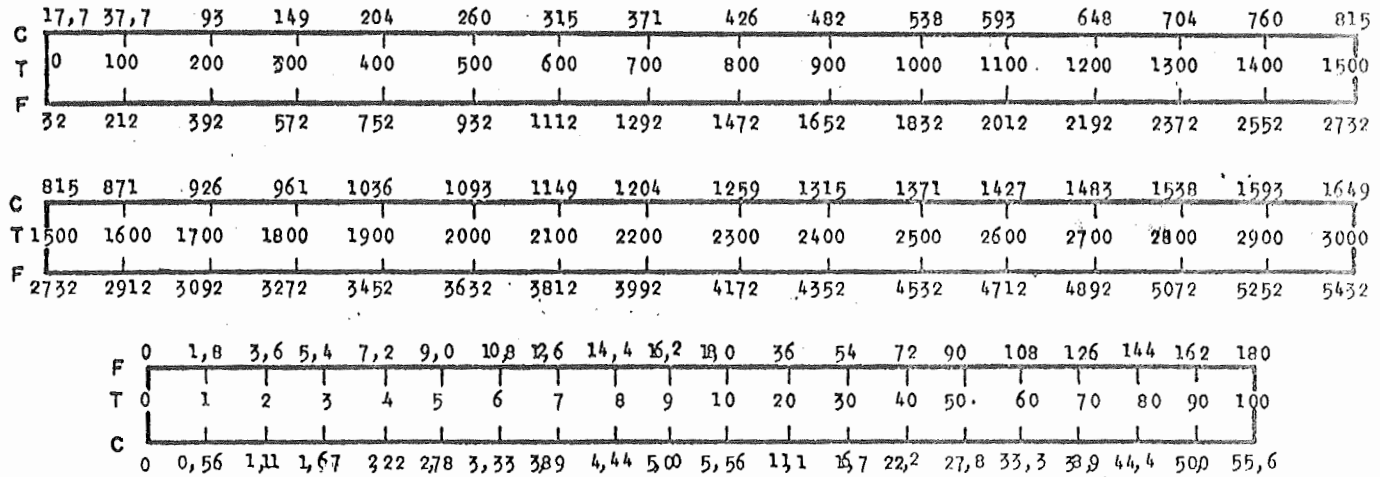
Dada uma temperatura T em graus Centígrados ou Farenheit na linha média, a temperatura correspondente é lida na escala inferior ou superior na conversão para Farenheit ou Centígrados. A escala inferior dá as diferenças para valores até 100°. Basta adicionar o valor achado nesta ao valor achado anteriormente, para obter uma temperatura média.

Exemplo : Qual a temperatura em graus centígrados correspondente a 1632° F?
Resposta: Na escala T, 1600 correspondente a 871° C. Na escala das diferenças 30 T corresponde a 16,7° C, e 2 T a 1,11° C.

1632° F = 871 + 16,7 + 1,11 = 888,81° C

Exemplo : Qual a temperatura em grau Farenheit correspondente a 80° C?
Resposta: Na escala T, 0 corresponde a 32° F. Na escala das diferenças 80 corresponde a 144° F

80°C = 32 + 144 = 176° F



t (em graus centígrados) = $\frac{5}{9}$ [T (em graus Fahrenheit) - 32]

Temos que:

$$\frac{5}{9} = 0,555 = \frac{1}{2} + \frac{1}{20} + \frac{1}{200} + \ldots.$$

Para se obter uma certa conversão, basta dividir a temperatura em graus Fahrenheit por dois e adicionar ao resultado a décima parte dêsse valor, mais a centésima, e assim por diante, conforme a precisão requerida, e subtrair dêsse total o valor 17.777 ..., (*); o número de casas utilizado depende da precisão requerida.

Exemplo: qual a temperatura em graus centígrados que corresponde a 2.012°F?

$$\frac{2012}{2} = 1.006$$

t (em graus centígrados) = 1.006 + 100,6 + 10,06 + + 1,006 - 17,777 = 1.099,889°C.

A conversão de graus centígrados para Fahrenheit é feita pela fórmula:

T (em graus F) = $\frac{9}{5}$ [t (em graus C)] + 32 = 1,8t + + 32 = 2t - 0,2t + 32

(*) O valor 17.777 ... corresponde a $\frac{5}{9}$ 32.

BIBLIOGRAFIA

1) FAGGIANI, D. - Mesure Termotechine - Tamburini Milão - 1946

2) ASME - Power Test Codes - 1945 - Suplement on Instruments and Apparatus - part 3 - Temperature Measurement.

3) KEHL, G.L. - Metallographic Laboratory Practice 1949.

4) BRUN, E.A. - Radiação Térmica.

5) ASME - Power Test Codes - Temperature Measurements - Optical Pyrometers.

6) ASME - Power Test Codes - Inst. and Apparatus - Radiation Pyrometers.

7) ARANTES, A.A. - Aferição de Pirômetros Termo elétricos industriais - Bol. ABM nº 10 - vol. 4.

8) WOOD, W.P. e CORK J.M. Pyrometry - 1941.

9) RHODES, T.G. - Industrial Instruments for Measurements and Control - 1941.

10) ROESE, W.F. e VAN DUSIN, M.S. in Lindell Handbook of non Ferrous Metallurgy - Principles and Process - 1945.

11) ASM - Metals Handbook - 1948.

12) ARANTES, A.A. - Pirometria - trabalho não publicado.

13) DARKEN, L.S. e GURRY, R.W. - Physical Chemistry of Metals - 1953.

14) WILSON, A.H. - The Theory of Metals.

15) ALEGRE, R. - Ancey M. Kissel, R. e outros - Études de pyrométrie pratique - Eyrolles- 1959.

16) PEREIRA, R.L. - Apostila de Metalurgia-E.E.S.C. 1960.

17) KARSTEN, C.J.B. - Manuel de la Metallurgie du Fer. trad. francesa - 2ª edição - 1830 - 3 vol. - Metz.

CAPÍTULO II

TRATAMENTOS TÉRMICOS

DEFINIÇÃO

Por tratamento térmico compreendemos a operação de aquecer um material a uma dada temperatura e esfriá-lo após certo tempo, em condições determinadas com a finalidade de dar ao material propriedades especiais.

Êsses tratamentos são executados por alteração da velocidade de esfriamento e da temperatura de aquecimento, ou da temperatura a que são esfriados os materiais.

FENÔMENOS QUE POSSIBILITAM OS TRATAMENTOS

Os tratamentos térmicos dos metais são possíveis e podem ser executados devido a princípalmente dois fenômenos:

1- Recristalização do material - Essa recristalização ocorre para os metais e ligas a diferentes temperaturas e de acôrdo com certas regras.

O material para recristalizar deve apresentar um mínimo de encruamento e ser aquecido a temperatura adequada.

Alguns metais recristalizam a temperatura ambiente e outros que apresentam mudança de fase, não necessitam encruamento para recristalizar (1).

2- Modificação de fases - Observando-se os diagramas de equilíbrio das ligas, verifica-se que há uma modificação de fases em muitos casos, com a temperatura, no estado sólido. Teòricamente, desde que a variação de temperatura atinja a, pelo menos, dois dêsses campos do diagrama, há possibilidade de tratamento térmico.

(1) Ver estudo de recristalização no trabalho Metalurgia Fisica, pub. nº 65 E.E.S.C.

Nêstes casos ocorre em geral, uma variação de solubilidade de uma fase em outra, com a temperatura. Como exceções, podem ser citadas as ligas de composição eutetóide ou peritetóide.

Como exemplos de ligas que podem sofrer tratamentos térmicos temos: ligas de Fe-C, Cu-Al, Cu-Sn - Figuras II-1, II-2, II-3 - que apresentam transformação eutetóide, com modificação de fase, e as ligas Fe-C, Al-Cu, Cu-Ag, Cu-Cr - Figuras II-1, II-4, II-5 II-6 - que apresentam modificação de solubilidade, e para os casos que interessam, desaparecimento completo por solução, a altas temperaturas de uma fase existente à temperatura ambiente.

3- Um terceiro fenômeno é o de formação do super reticulado em algumas ligas.

TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE E SUA DETERMINAÇÃO

Já em 1868, Tschernoff, demonstrou a necessidade de ser ultrapassada uma temperatura mínima, para poder temperar o aço.

Foi a primeira observação nêsse sentido, e sòmente em 1899, Roozeboon, conseguiu traçar o primeiro diagrama de equilíbrio dessas ligas, baseado em observações posteriores, de outros fenômenos, estudados por vários pesquisadores, o que permitiu explicar em parte, a observação de Tschernoff.

Os pontos de transformação de fase apresentam grande interêsse nos tratamentos térmicos, como já citamos; há todo interêsse então em se poder determiná-los com precisão.

Vamos fazer o estudo, aqui, dos pontos de transformação para o caso do ferro, e que pode ser generalizado em suas linhas gerais para os outros metais e ligas que apresentam essa modificação.

O ferro, à temperatura ambiente cristaliza-se no sistema cúbico de corpo centrado - é denominado ferro alfa - e é magnético.

Se fôr aquecido, à temperatura de 768°C, êle se torna não magnético. É o ponto Curie. Não há modificação do sistema cristalino.

Prosseguindo o aquecimento, ao ser atingida a temperatura de 910°C, o ferro alfa passa a forma alo

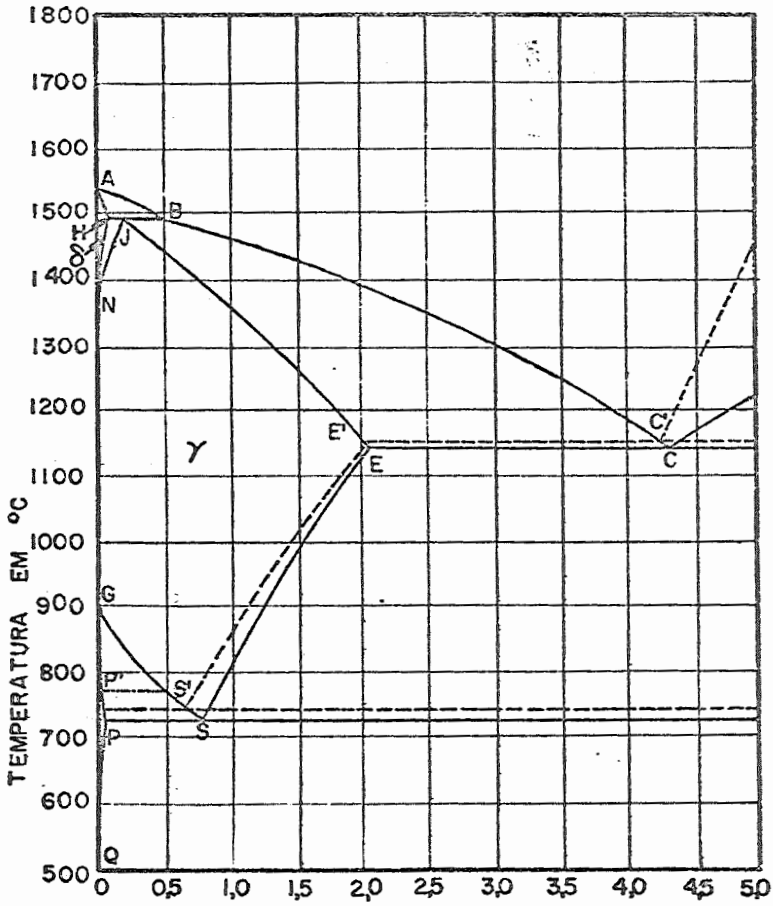

1800
1700
1600
1500
1400
1300
1200
1100
1000
900
800
700
600
500
TEMPERATURA EM °C
A
B
H
J
N
γ
E'
E
C'
C
G
P'
S'
P
S
Q
0
0,5
1,0
1,5
2,0
2,5
3,0
3,5
4,0
4,5
5,0
PORCENTAGEM DE CARBONO EM PÊSO

FIG. II—1

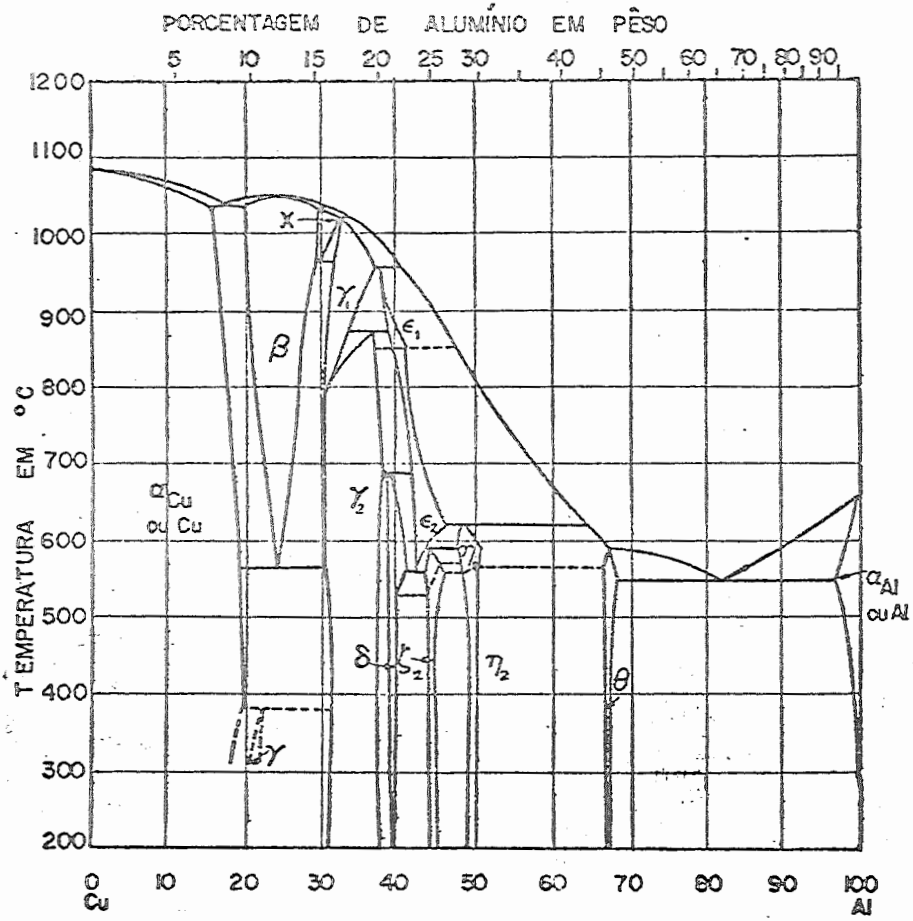


diagrama de equilíbrio Cu-Al

FIG.II-2

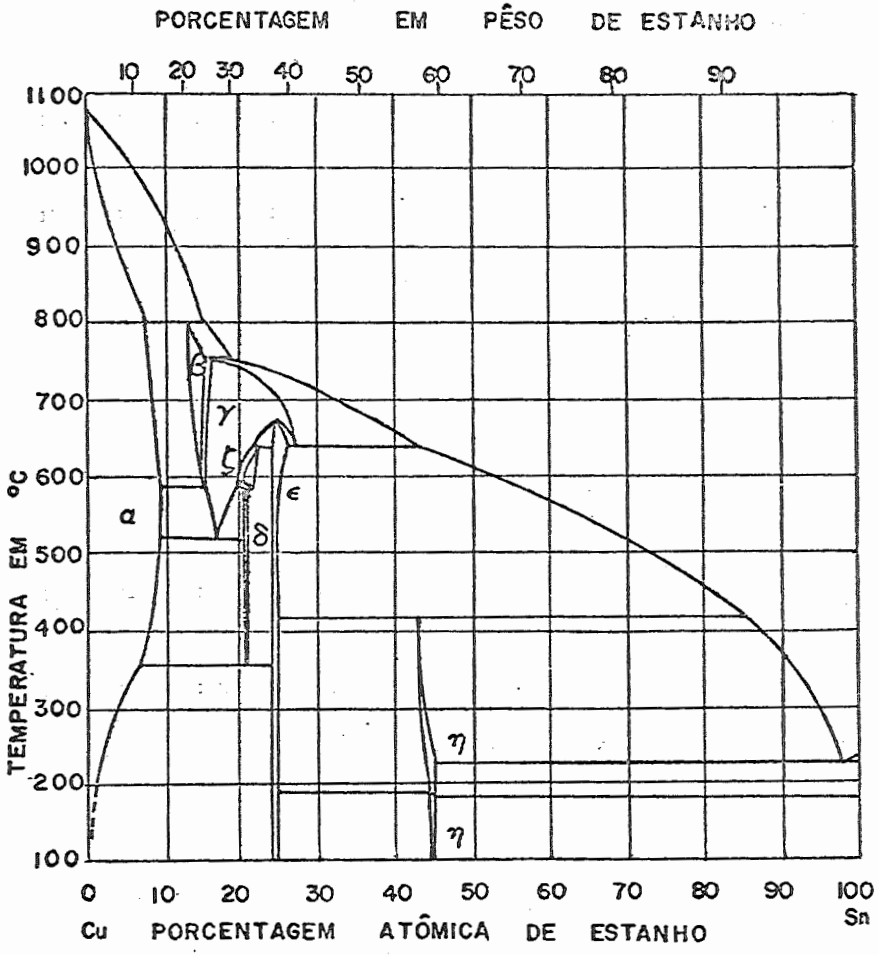

PORCENTAGEM EM PÊSO DE ESTANHO
10 20 30 40 50 60 70 80 90
1100
1000
900
800
700
600
500
400
300
200
100
TEMPERATURA EM °C
β
γ
ζ
ε
α
δ
η
η
0 10 20 30 40 50 60 70 80 90 100
Cu
PORCENTAGEM ATÔMICA DE ESTANHO
Sn

FIG. II – 3

trecho do diagrama de equilíbrio Al-Cu

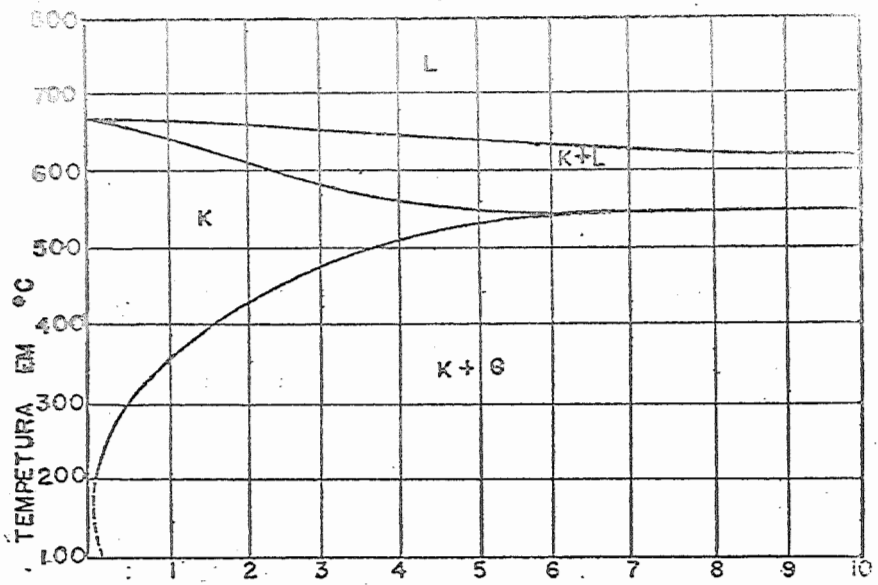


FIG.II—4

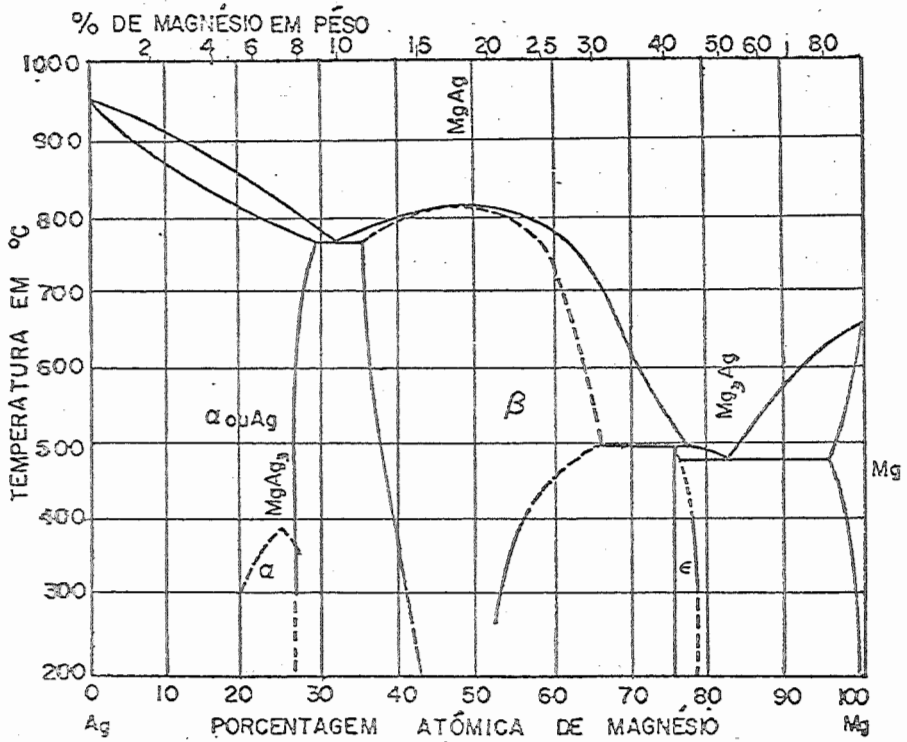
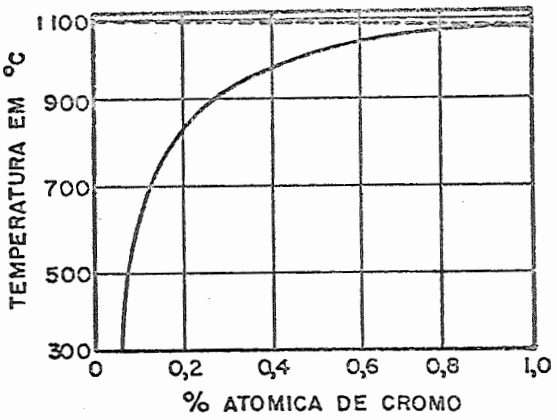


diagrama de equilíbrio Ag-Mg - FIG.II-5



Trecho do diagrama de equilíbrio-Cu-Cr
Fig. II-6

trópica denominada ferro gama, cristalizado no sistema cúbico de face centrada.

Sob essa forma permanece até a temperatura de 1410°C, quando volta novamente a se apresentar no sistema cristalino cúbico de corpo centrado. É o ferro delta, que permanece até a fusão do metal a 1539°C.

Em todos êsses pontos de transformação de fase, há, no aquecimento, uma absorção de energia, para - permitir o rearranjo dos átomos, sob outra estrutura, tendo sob essa forma, a essas temperaturas, níveis de energia livre mais baixos.

Se o aquecimento do material fôr lento e contínuo, pode ser observado em cada um dêsses pontos, uma parada na subida da temperatura, devida a essa absorção de energia.

No caso de resfriamento do material, fenômenos idênticos são observados, sòmente que nos pontos de parada de variação de temperatura, ocorre uma libertação de energia. Êsses pontos também encontram-se - um pouco deslocados, para temperaturas mais baixas em relação aos que podem ser obtidos no aquecimento, Figura II-7.

No caso dos aços - ligas ferro carbono - e outras ligas de metais que apresentam transformação alotrópica, o acréscimo do elemento de liga faz variar as temperaturas em que ocorrem essas transformações. (1)

(1) No caso do aço o ponto Curie 768°C permanece constante até o teor de aproximadamente 0,35% de carbono. A partir dêsse valor o ponto Curie se confunde com o de passagem de ferro alfa a ferro gama.

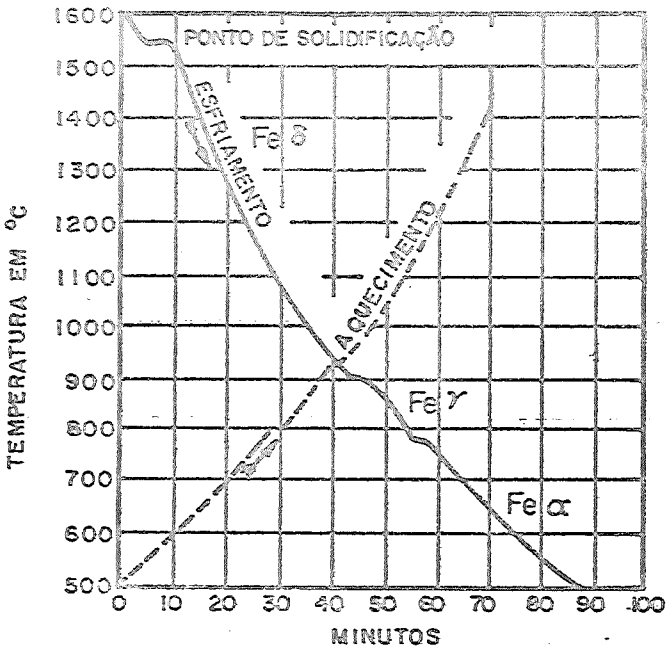


FIG.-II-7

Nêstes casos durante o esfriamento ou aquecimento, a temperatura não permanece constante durante algum tempo, mas sòmente sofre uma mudança na sua velocidade de variação, pois as transformações prosseguem sòmente com a variação de temperatura, isto é, há necessidade de variação de temperatura para que novas quantidades de material sofram a transformação.

A energia liberada ou absorvida em cada uma das transformações alotrópicas do ferro varia e forma medidas por A. Menthen que encontrou os seguintes valores:

ferro alfa (não magnético) ⟶ ferro alfa (magnético) - 5,6 cal/gr

ferro gama ⟶ ferro alfa (não magnético) -5,6 cal/gr

ferro gama ⟶ ferro alfa (magnético) -14,1 cal/gr

êsses dados se referindo a ferro contendo carbono.

MÉTODOS DE DETERMINAÇÃO DOS PONTOS DE TRANSFORMAÇÃO

1) MÉTODOS TÉRMICOS

1) CURVA TEMPO-TEMPERATURA

É o método que primeiro ocorre, e já vimos o diagrama como se apresenta, Figura II-7. Devido a pequena libertação ou absorção de energia em alguns pontos, êstes não são bem detectados.

2) CURVA DE VELOCIDADE INVERSA

Tendo em vista esta dificuldade foi desenvolvido então por Osmond, o método denominado de curva de velocidade inversa.

Consiste em traçar uma curva em que se tomam como coordenadas a temperatura e o tempo que o material leva para se aquecer ou esfriar um determinado número de graus.

Podem ser observados, dessa maneira, mais fàcilmente, os pontos de transformação, Figuras II-8 e II-9.

(3) - CURVAS COMPARATIVAS

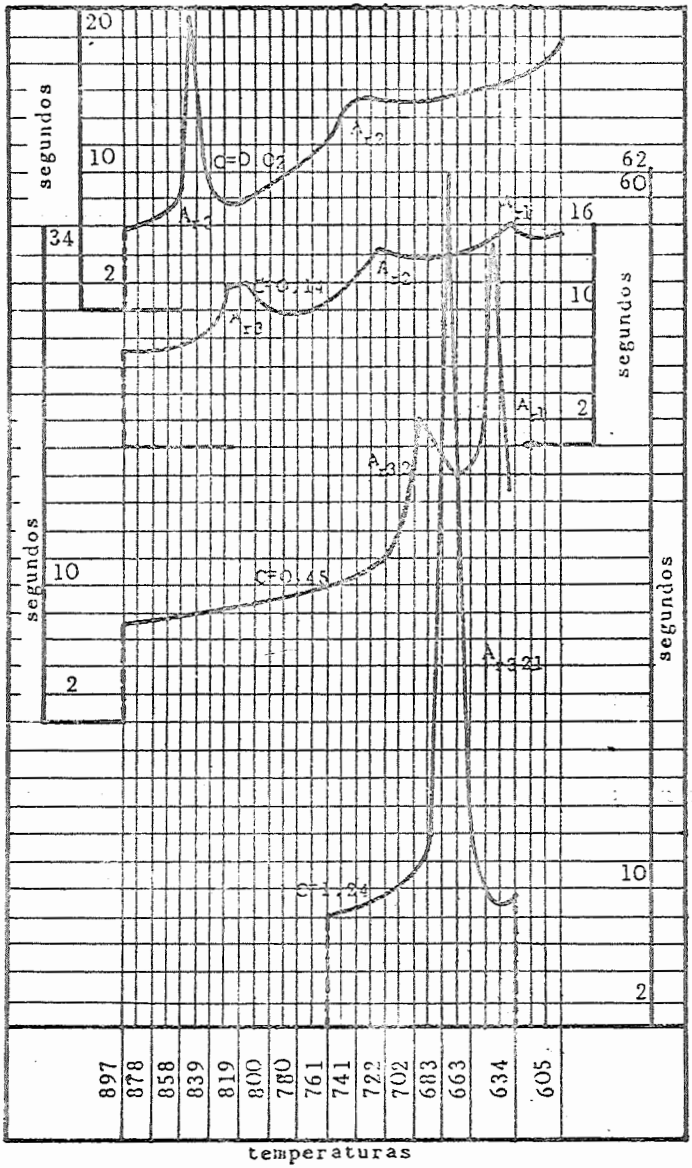
Devido às influências que o aquecimento ou esfriamento do fôrno exercem nos pontos de estacionamento de temperatura da amostra, Robert-Austen resolveu utilizar o método comparativo, para isso utilizando um corpo neutro. Diferenças de temperatura entre as duas amostras, indicando um ponto de transformação.

O esquema para estudo das temperaturas é visto na Figura II-10.

Podem ser traçados dois tipos de gráficos:

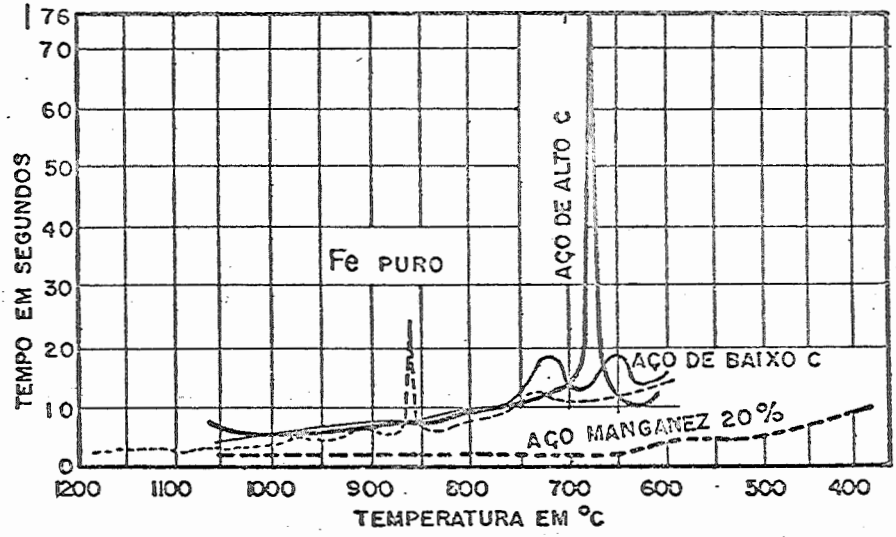
a) as coordenadas são: variação de temperatura do metal - 5 em 5 ou 10 em 10 graus - e diferenças de temperaturas entre os dois corpos $(T - T')$ $(T_1 - T'_1)$ $(T_2 - T'_2)$ etc.

b) a fim de evitar influências de poder calorífico e emissividade dos corpos, Rosenhain fez estudos traçando gráficos diferenciais.



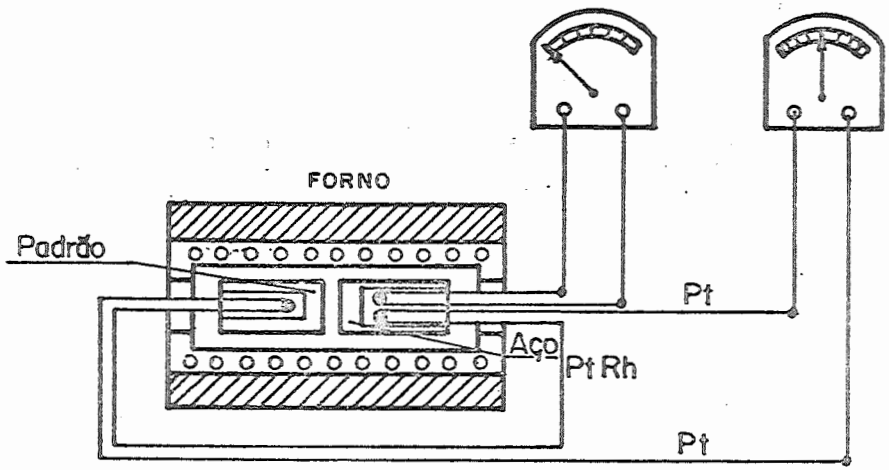
CURVAS DE PROPORÇÃO INVERSA DE AÇOS COM 0,02, 0,14 0.45 e 1.24% C

FIG.-II-8



CURVA DE PROPORÇÃO INVERSA DE VÁRIOS MATERIAIS

FIG.-II-9



MONTAGEM PARA DETERMINAR CURVAS DE ESFRIAMENTO E PONTOS CRÍTICOS

FIG.-II-10

Como ordenadas são marcadas variações de temperatura e como abscissas as velocidades de variação para cada grau de temperatura, ou o que é o mesmo, a diferença de variação de temperatura entre a amostra e o corpo neutro, entre duas temperaturas, dividido por êsse intervalo de temperatura.

Exemplo: sendo T e T_1 duas temperaturas da amostra

T' e T_1' temperaturas correspondentes do corpo neutro,

a abscissa do gráfico será:

$$\frac{(T - T') - (T_1 - T_1')}{T - T_1}$$

e o gráfico se apresenta como da Figura II-11.

Os corpos neutros utilizados para comparação, não devem apresentar pontos de transformação, pelo menos dentro do intervalo de temperatura em estudo. São empregados platina, porcelana, aços com 25% Ni, aços manganês austeníticos.

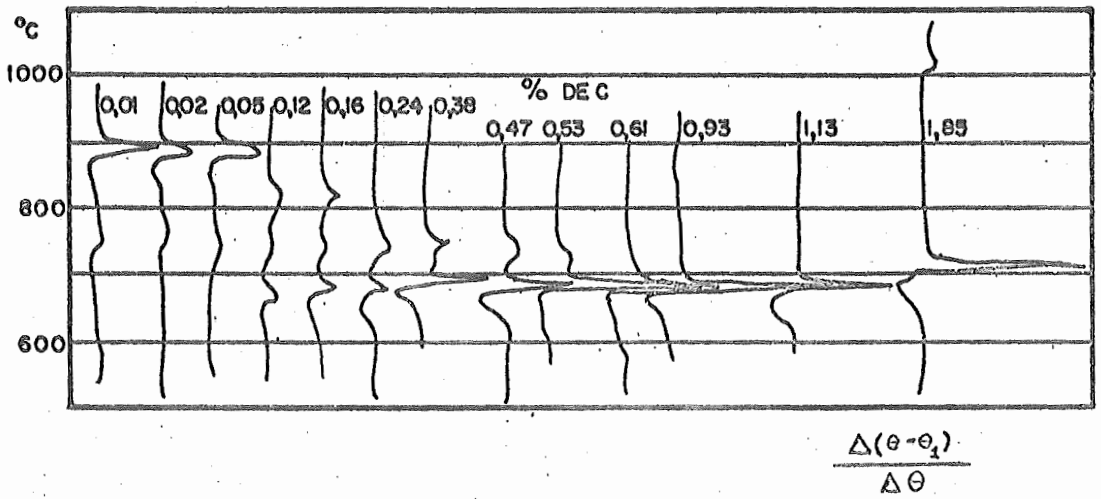
A Figura II-12 nos mostra a diferença obtida entre as diversas curvas, traçadas pelos processos acima indicados.

Um outro método consiste em medir as diferenças de temperatura do material e de um corpo padrão por meio de pirômetros de par termo-elétricos. As correntes geradas são feitas passar em milivoltímetros ligados a espelhos. Um raio luminoso refletindo-se nos espelhos será ou não desviado de seu percurso, se houver ou não passagem de corrente no primeiro milivoltímetro que marca diferenças de temperaturas.

O esquema do aparêlho é visto na Figura II-13 e curvas típicas, na Figura II-14. Êsses aparelhos são denominados de Saladin - Le Chatelier.

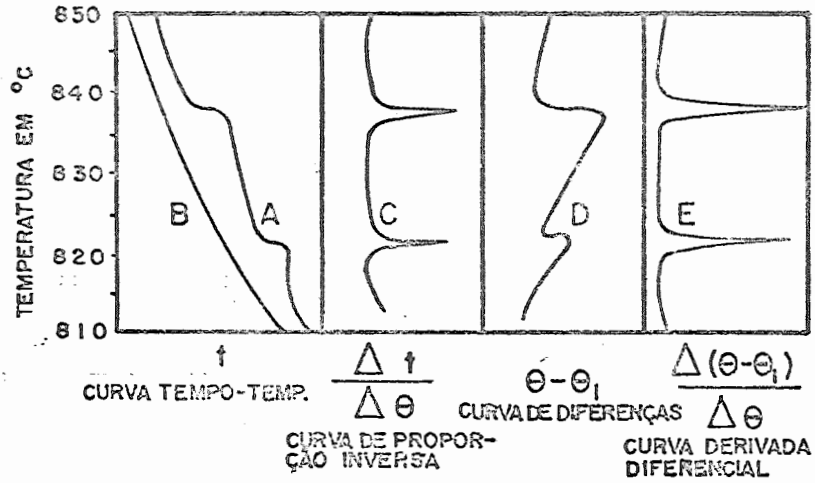
II) MÉTODOS DILATOMÉTRICOS

É noção geral que os corpos ao se aquecerem sofrem uma dilatação.



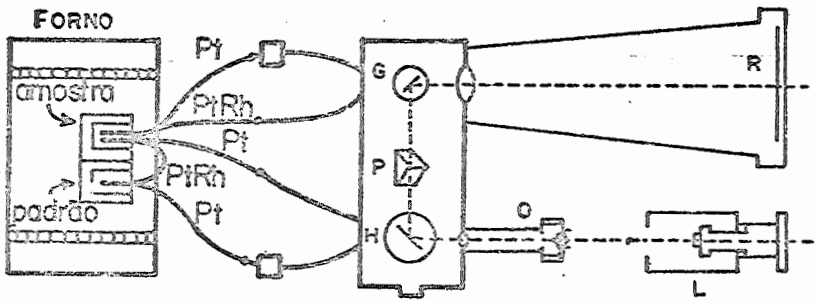
CURVAS DERIVADAS DIFERENCIAIS DE VÁRIOS AÇOS AO CARBONO

FIG.-II-11



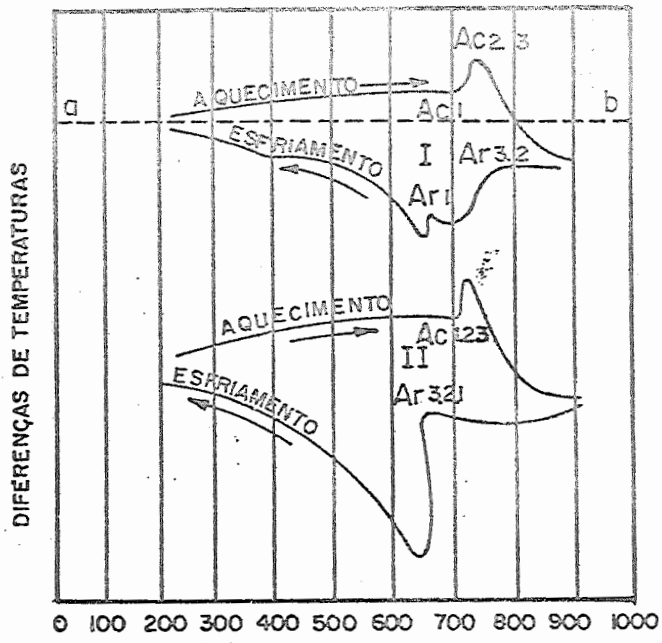
DIFERENTES TIPOS DE GRÁFICOS EM CURVAS DE ESFRIAMENTO

FIG.-II-12



ESQUEMA DO APARELHO Saladin-Le Chatelier

FIG.-II-13



GRÁFICOS DETERMINADOS COM O APARELHO Saladin-Le Chatelier

FIG.-II-14

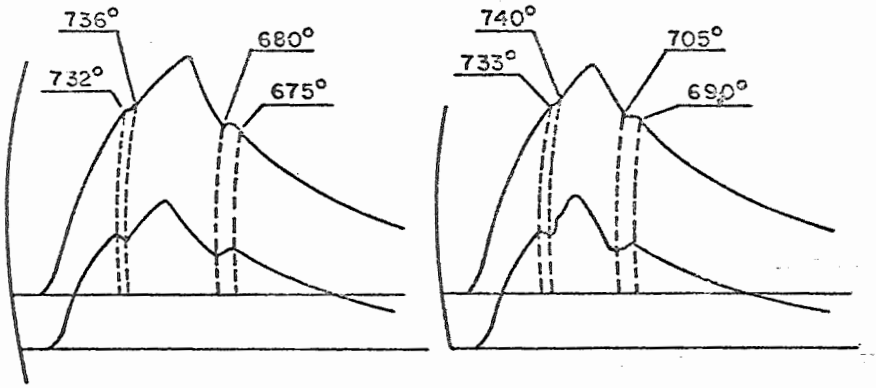
Êste fenômeno pode servir como método de verificação dos pontos críticos, pois que nêles a temperatura permanece constante.

Ocorre também, um fenômeno que auxilia a observação, que é uma contração ou expansão do material, devido à modificação de fase enquanto a temperatura permanece constante nêsses pontos.

Existem, então, para êsse fim, dilatômetros simples que permitem a construção de curvas, como as da Figura II-15.

Outros dilatômetros medem as diferenças de dilatação entre o material em exame e uma liga padrão - que não apresenta pontos críticos, a base de Ni; sua composição é a seguinte: Ni-85% W-4% Fe-3%.

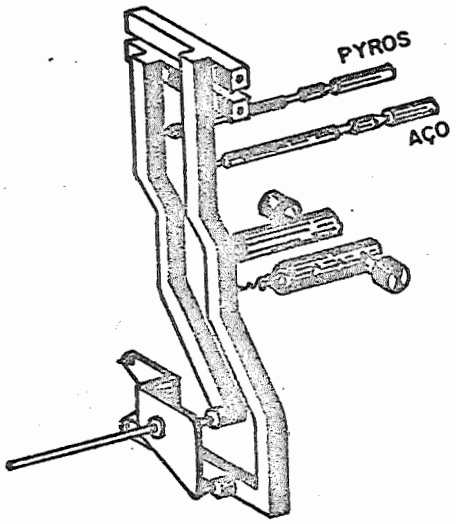
Aparelhos bem conhecidos, dêsse tipo, são os denominados Chevenard, tanto mecânicos como óticos; esquemas simplificados dêsses aparelhos são vistos nas Figuras II-16 e II-17, e curvas típicas obtidas com um dêsses aparelhos são vistas na Figura II-18.



C = 0,80
Mn = 0,31

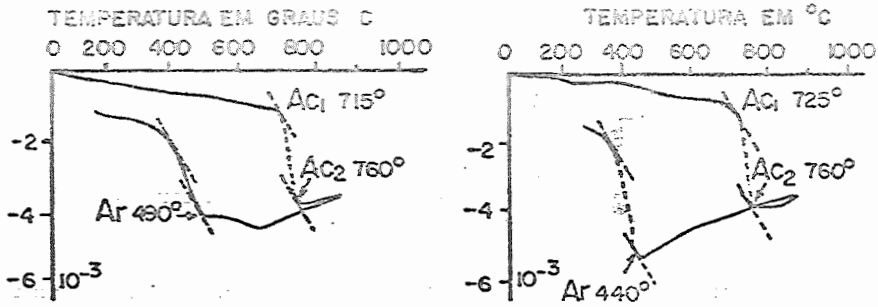
C = 1,29
Mn = 0,40

FIG.-II-15



SISTEMA MECÂNICO DO APARELHO Chevenard DIFERENCIAL

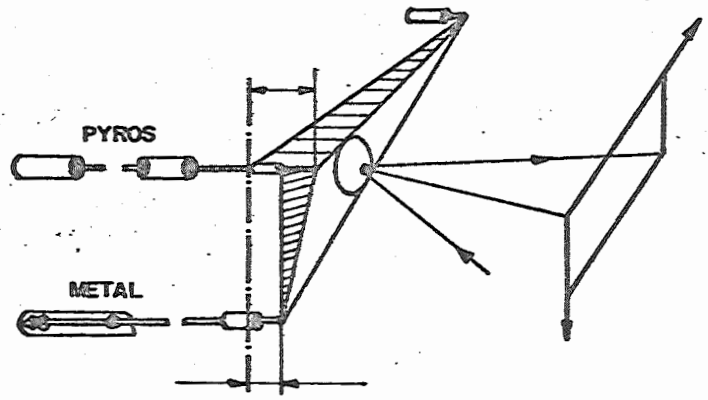
FIG.-II-16



C=0,32 Cr=0,65 Ni=3 C=0,32 Cr=0,65 Ni=2,5 Mo=0,50

CURVAS OBTIDAS COM O APARELHO Chevenard DIFERENCIAL PARA A DETERMINAÇÃO DE PONTOS CRITICOS.

FIG.-II-18



ESQUEMA DOS MOVIMENTOS DO APARELHO CHEVENARD DIFERENCIAL ÓTICO

FIG.- II-17

Fazemos notar que,nos aparelhos citados (Chevenard e Saladin), um sistema de relojoaria faz deslocar um tambor onde é gravada a curva, a tinta,ou por meio do raio de luz sôbre um papel fotográfico.

III– MÉTODOS METALOGRÁFICOS

O exame das fases existentes antes de um aquecimento, e após um resfriamento rápido do material prèviamente aquecido a uma determinada temperatura, permite observar o desaparecimento (início e fim de desaparecimento) de uma fase - ferrita no caso de aços hipoeutetóides - ou aparecimento de uma nova fase - martensita - que dão indicação dos pontos críticos.

IV – OUTROS MÉTODOS

Existem, ainda, outros métodos e podem ser usados, tais como: raio-X, condutividade ou resistividade elétrica, susceptibilidade magnéticas, etc.

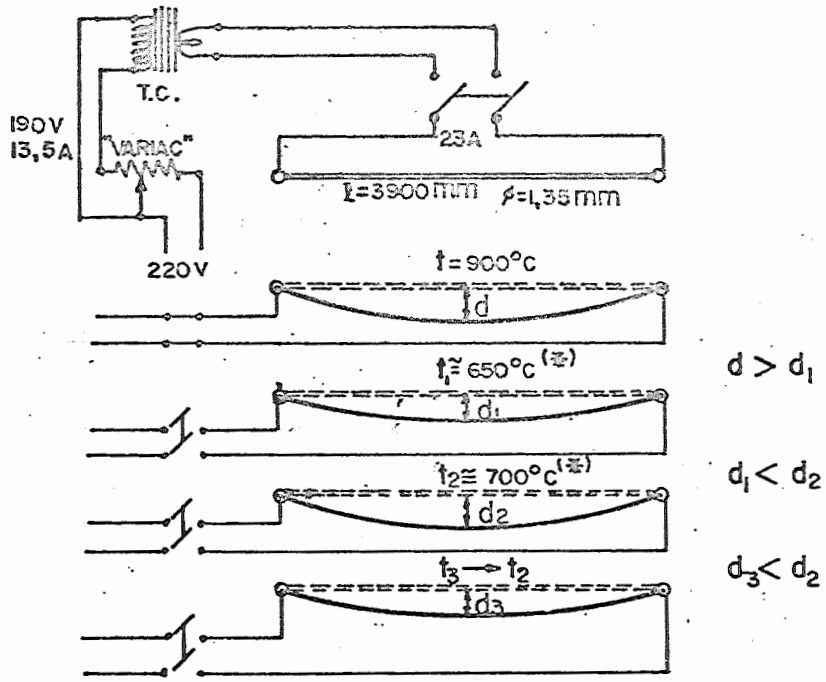
MÉTODO PRÁTICO PARA OBSERVAÇÃO DE PONTOS CRÍTICOS

Um método para verificar a existência de pontos críticos consiste, em passar uma corrente elétrica através um fio de aço, que se aquece pelo efeito Joule. Cortada a corrente após atingida a temperatura - desejada, podem ser observados fenômenos térmicos - reaquecimento do fio nos pontos críticos, no resfriamento, ou variações de comprimento nêsses mesmos pontos.

A experiência pode ser realizada com um fio de aço, preferìvelmente de alto teor de carbono de 3,9mt de comprimento e diâmetro de 1,35 mm, fazendo passar uma corrente de 23 amperes (1). A temperatura atingida é da ordem de 900°C (2).

(1) Uma experiência foi realizada usando como fonte de energia a corrente com tensão de linha de 220 volts, passando por um variador de tensão "Variac" com capacidade máxima de 14 amperes. A tensão foi de 190 volts e a corrente de 13,5 amperes. Essa corrente era a seguir feita passar em um transformador 220–110 volts, corrente máxima de saida 26 amperes. Fig.II–19.

(2) A experiência serve também para mostrar o aumento da resistência elétrica do metal com o aumento da temperatura. Há uma variação muito grande da amperagem até ser atingida a temperatura de equilibrio.



(*) AUMENTO DE TEMPERATURA NO PONTO CRÍTICO NO RESFRIAMENTO

FIG.-II-19

TRATAMENTOS TÉRMICOS DOS AÇOS

INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE ESFRIAMENTO SÔBRE A TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITA

Na determinação dos pontos críticos dos aços vimos que há um deslocamento de temperatura, quando esta é verificada durante o aquecimento ou durante o esfriamento.

Verifica-se, também, que êsse deslocamento é maior ou menor, conforme seja maior, ou menor a velocidade de variação de temperatura, Figuras II-20, - II-21 e II-22.

As curvas de equilíbrio, Figura II-1, verificadas no diagrama FeC, são as obtidas por uma interpolação, as curvas correspondentes a velocidades cada vez menores, devendo se aproximar assintòticamente, - do verdadeiro equilíbrio, como o exemplificado esquemàticamente, na Figura II-23, para o caso do ponto - eutetóide (1).

(1) Na verdade, nêste caso, o que chamamos de verdadeiro equilíbrio, é um equilíbrio metaestável.

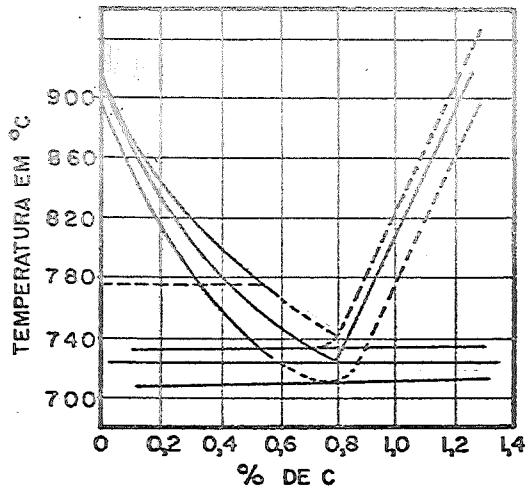


DIAGRAMA FERRO CARBONO. – EFEITO DA VELOCIDADE DE AQUECIMENTO E ESFRIAMENTO — 2°C/MINUTO.

FIG.-II-20

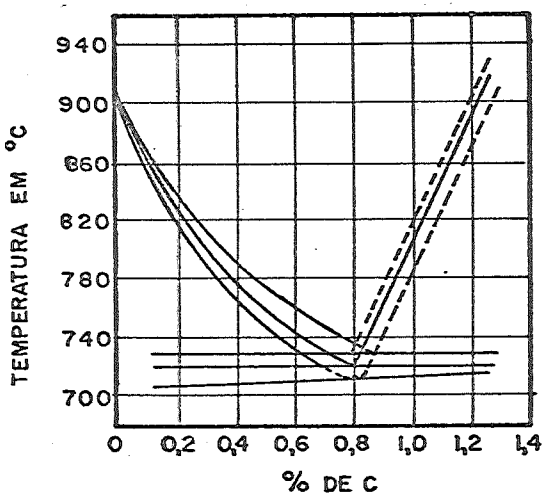


DIAGRAMA FERRO CARBONO — EFEITO DA VELOCIDADE DE AQUECIMENTO E RESFRIAMENTO — 0,5°C/MINUTO.

FIG.-II-21

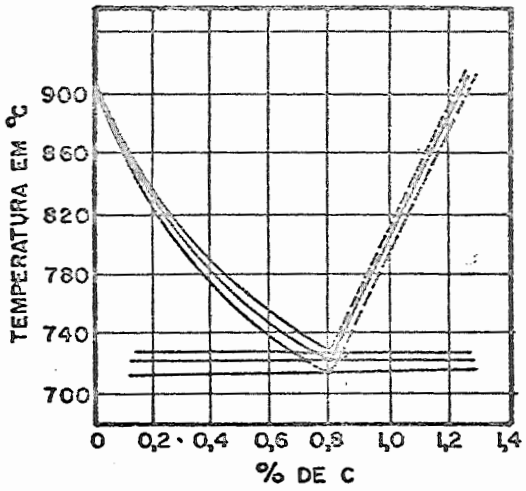
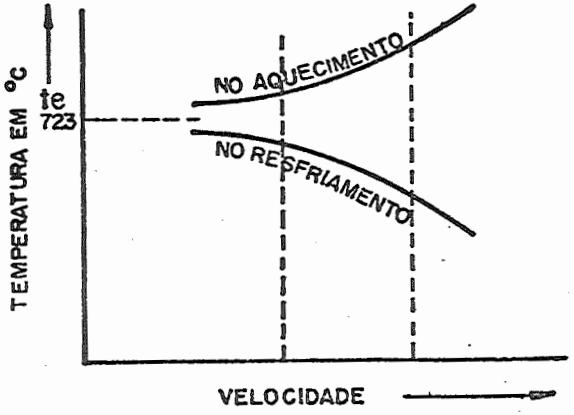


DIAGRAMA FERRO CARBONO — EFEITO DA VELOCIDADE DE AQUECIMENTO E RESFRIAMENTO 0,12 5°C/MINUTO

FIG.-II-22



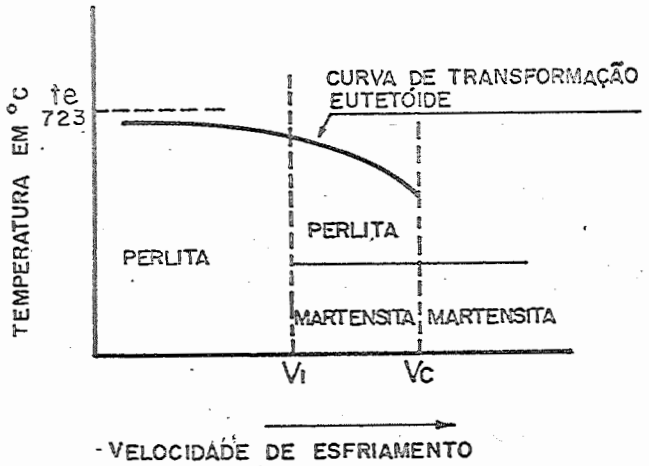
INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE AQUECIMENTO OU ESFRIAMENTO NA TEMPERATURA DE TRANSFORMAÇÃO EUTETÓIDE.

FIG.-II-23

Estas variações de temperaturas correspondem a histéreses, comum a vários fenômenos físicos.

A velocidade de resfriamento - estudando-se, por exemplo, um aço eutetóide - pode ser aumentada até um limite V_1, sem que se note alteração do constitu-

inte de transformação - a perlita (1). Sendo a velocidade um pouco maior, aparece um novo constituinte junto à perlita, e que se forma à temperaturas mais baixas do que esta. É a martensita, Figura II-24.



FIG—II-24

Com o aumento da velocidade de resfriamento, uma parte da austenita, ainda não transformada em perlita - esta se forma por nucleação e crescimento- é esfriada até uma temperatura na qual não é mais possível haver essa transformação.

Continuando o esfriamento é atingida a temperatura onde se dá a formação da martensita. À temperatura ambiente podem ser observados no material êsses dois constituintes: perlita e martensita.

Se a velocidade de esfriamento fôr sendo aumentada, cada vez maiores proporções de austenita se transformam em martensita, até que ao ser atingida uma velocidade V_c, tôda a austenita se transforma em martensita. Esta é denominada velocidade crítica - de resfriamento dêsse aço.

Cada aço apresenta a sua velocidade crítica de esfriamento própria, variável com a temperatura de aquecimento.

Estas reações ou transformações ocorrem normal-

(1) Em verdade a perlita se apresenta cada vez com lamelas mais finas.

mente enquanto há uma variação contínua da temperatura com o tempo.

Devemport e Bain, em 1930, fizeram os primeiros estudos no sentido de verificar, separadamente, a influência dessas duas variáveis - tempo e temperatura, e assim observaram os fenômenos que ocorrem quando um aço aquecido é esfriado instantâneamente (ràpidamente) até determinada temperatura escolhida de antemão, que é mantida fixa por determinados tempos.

Dêsses estudos e de outros posteriores, devidos a vários pesquisadores, resultaram as denominadas curvas de transformação isotérmica, que permitiram explicar de maneira mais satisfatória os tratamentos térmicos dos aços.

CURVAS TTT, CURVAS S OU CURVAS DE TRANSFORMAÇÃO ISOTERMICA

O método seguido para a obtenção dessas curvas é o seguinte: uma série de corpos de prova do aço a ser estudado, de pequenas dimensões, é aquecida à temperaturas acima da zona crítica (1). Êstes corpos tornam-se, então, completamente austeníticos; a seguir, cada um dêles, é, por sua vez, transferido ràpidamente para um líquido (banho de sal ou chumbo fundido), mantido a uma temperatura T_1 escolhida para observação, (2) e aí permanecem, respectivamente, durante tempos determinados t_1, t_2, etc.; após essa permanência são esfriados ràpidamente em água fria ou salmoura.

As estruturas obtidas são observadas ao microscópio. A austenita não transformada a essa temperatura T_1 e durante êsses tempos é reconhecida, pois se apresenta sob a forma de martensita, à temperatura ambiente, após o esfriamento brusco.

Êsses estudos podem ser feitos também, por meios dilatométricos - variação das dimensões do corpo de

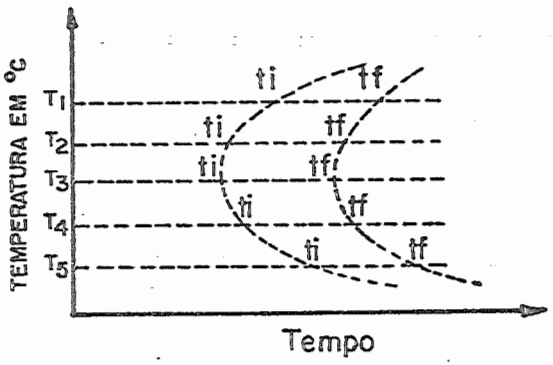
(1) Zona crítica de um aço, é a faixa de temperaturas compreendida entre a temperatura eutetóide e as linhas de início de formação da ferrita ou cementita, no resfriamento de um aço, dependendo do teor de carbono dêsse aço.

(2) O esfriamento da temperatura de austenitização até a temperatura T_1 é pràticamente instantânea, devido as dimensões dos corpos de prova.

prova, de acôrdo com as porcentagens dos constituintes presentes, - de medidas de dureza, ou processos magnéticos, mas o mais empregado é o exame ao microscópio.

O mesmo tratamento é feito com outras amostras do aço para outras temperaturas T_2, T_3, etc.

A cada temperatura verifica-se que existe um tempo t_i, em que tem início a transformação da austenita em outro constituinte que não a martensita, e outro t_f em que há transformação total, Figura II-25 (1).



TEMPO DE TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITA EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA
ti=0,5% — tf=99,5% — AUSTENITA TRANSFORMADA EM PERLITA OU OUTRO CONSTITUINTE.

FIG.-II-25

Para facilidade de observação é considerado como ponto de início de transformação aquêle em que é observado 0,5% de austenita transformada e, como de fim de transformação, quando êste valor atinge a 99,5%.

Para cada aço, o lugar dos pontos de mesma porcentagem de transformação às várias temperaturas (interessando mais o início e o fim) traçado em um gráfico temperatura-tempo de transformação, forma o diagrama denominado curva em S, diagrama TTT (tempo-temperatura, transformação) ou ainda, diagrama I.T. (Isothermal transformation), Figura II-26.

Abaixo da temperatura indicada pela linha M_S começa a aparecer a martensita. Esta transformação, é

(1) Êsses são os pontos mais interessantes para estudo.

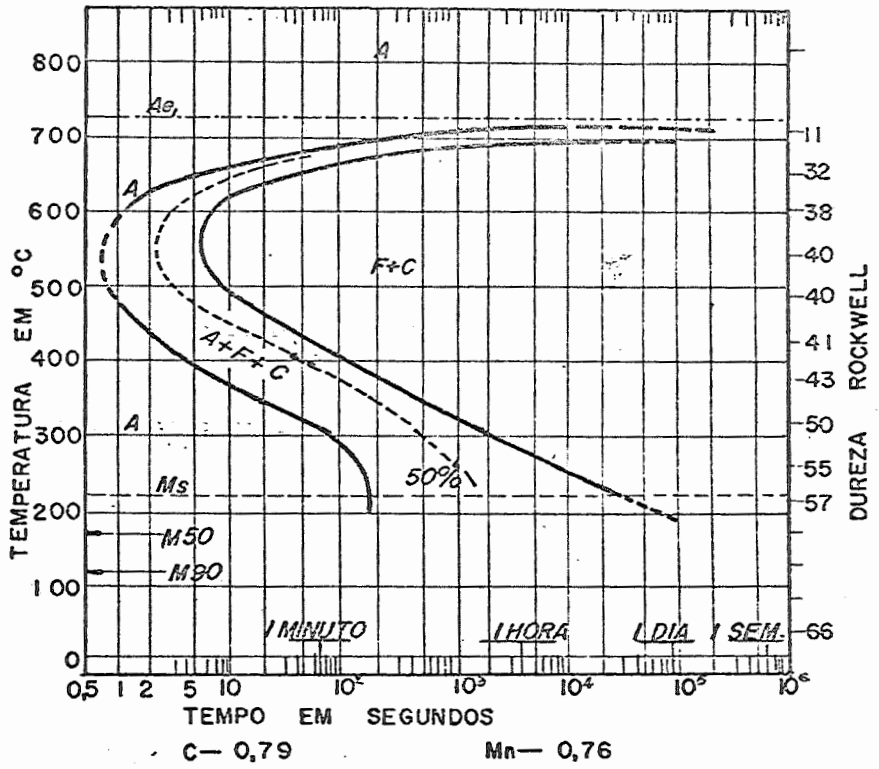


FIG. II— 26

pràticamente instantânea, mas a cada temperatura a transformação se processa para uma determinada proporção de austenita. Para ser aumentada a quantidade de austenita transformada em martensita, a temperatura deve ser abaixada. No gráfico, aparecem então, linhas horizontais marcando as porcentagens de transformação a cada temperatura M_{50} - M_{90} da Figura II-26, indicando 50 e 90% de transformação, respectivamente.

PRODUTOS DA TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITA NAS DIFERENTES FAIXAS DE TEMPERATURA

Os aços assim tratados apresentam ao microscópio, após esfriamento, diferentes estruturas, conforme a temperatura em que se permite que ocorra a transformação total de austenita.

São citados, em primeiro lugar, as estruturas observadas em um aço eutetóide.

Perlita lamelar - logo abaixo da temperatura do

eutetóide (723°C) onde a transformação é muito lenta, forma-se a perlita lamelar grosseira de dureza - entre 5 e 20 Rockwell C (plancha I).

Perlita fina - à medida que a temperatura de - transformação é abaixada, a perlita formada apresenta lamelas cada vez mais finas, sendo, também, cada vez de maior dureza. A resistência mecânica, como é natural, também varia como pode ser visto na Figura II-27.

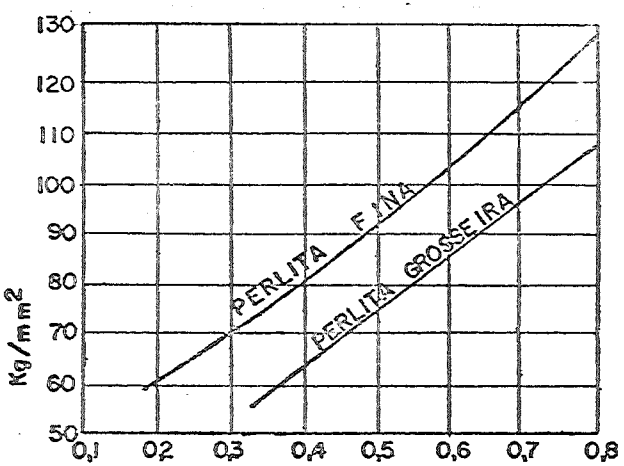


FIG. II— 27

O tempo de início de transformação diminui, para depois tornar a aumentar, e a curva forma um cotovelo. A perlita formada nessa zona, à aproximadamente 550°C, tem dureza entre 30 a 40 Rockwell C, e é - chamada de troosto-perlita. As lamelas só são discerníveis ao microscópio com grandes aumentos.

Bainita - em temperaturas abaixo do cotovelo da curva e acima da linha M_S (faixa entre 450 e 250°C aproximadamente) os produtos da transformação tendem para a forma acicular, tornando-se mais acentuada - quanto mais baixa fôr a temperatura e o constituinte recebe o nome de bainita. Sua dureza varia entre 40 a 65 Rockwell C. A bainita apesar de sua dureza, relativamente alta, não é quebradiça, sendo portanto , ótimas para alguns fins, as suas características.

Martensita - forma-se, como já foi citado, abaixo da linha M_S. Quanto mais baixa a temperatura, - maior a quantidade de martensita formada. O aspecto

da martensita vista ao microscópio pode ser observado na plancha II. A dureza da martensita varia com o teor de carbono.

Ferrita e cementita - os aços hipoeutetóides e hipereutetóides, apresentam outras transformações além das já indicadas que são representadas nos diagramas ou curvas em S por linhas que marcam o início da separação da ferrita ou cementita, quando o aço é mantido em temperaturas dentro da zona crítica, Figuras II-28 e II-29.

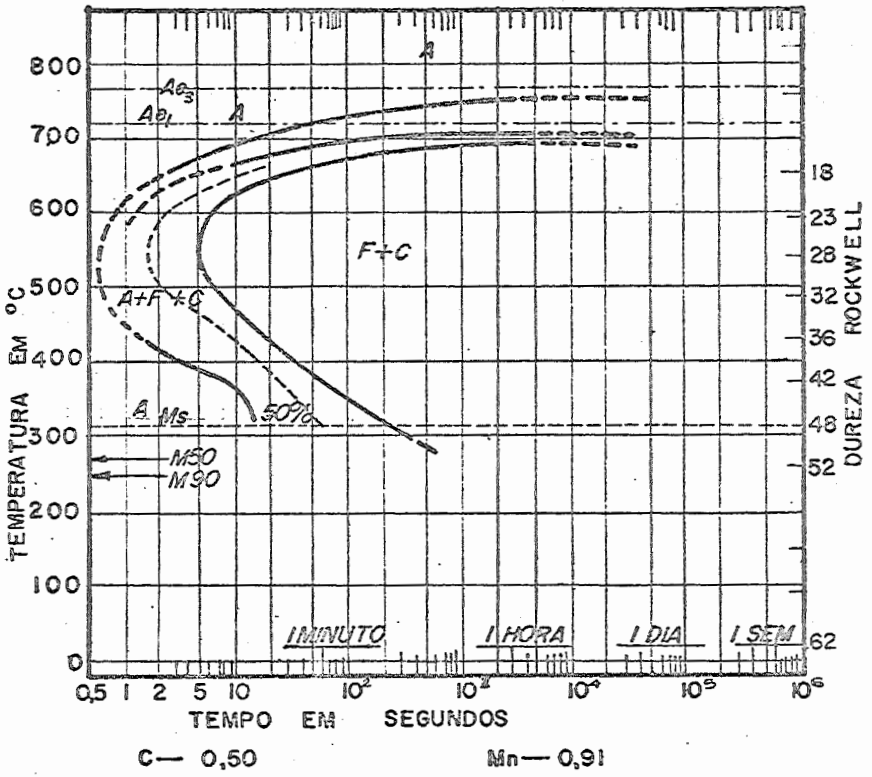


FIG. II — 28

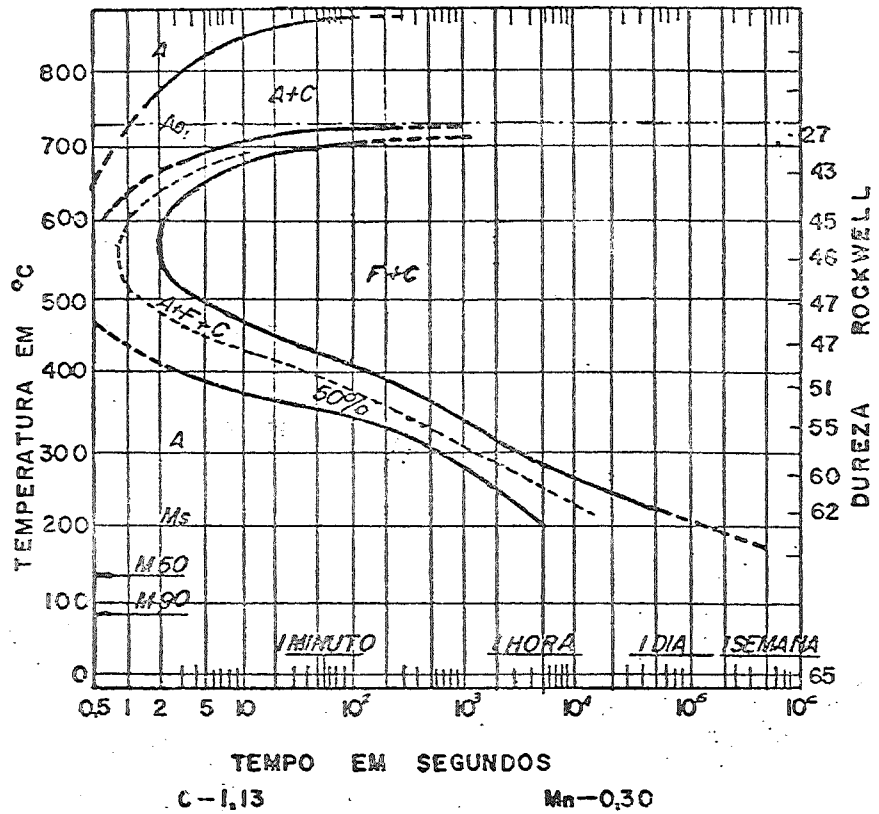


FIG. II- 29

FATÔRES QUE INFLUEM NA CURVA TTT

a) Composição química - As Figuras II-30 e II-31, mostram que sendo aumentado o teor de carbono, de um modo geral, a curva TTT se desloca para a direita.

Com a exclusão do cobalto, todos os elementos liga agem de modo idêntico ao carbono, isto é, retardam o início da transformação da austenita.

A influência do cobalto pode ser observado pelas curvas da Figura II-32.

Entre as explicações para êste fato são citadas:

1- aumento de velocidade de difusão do C pela ação do Co;

2- aumento da variação da energia livre na transformação austenita-perlita.

Em alguns outros casos, outros elementos também adiantam o início de reação e como exemplo podem ser

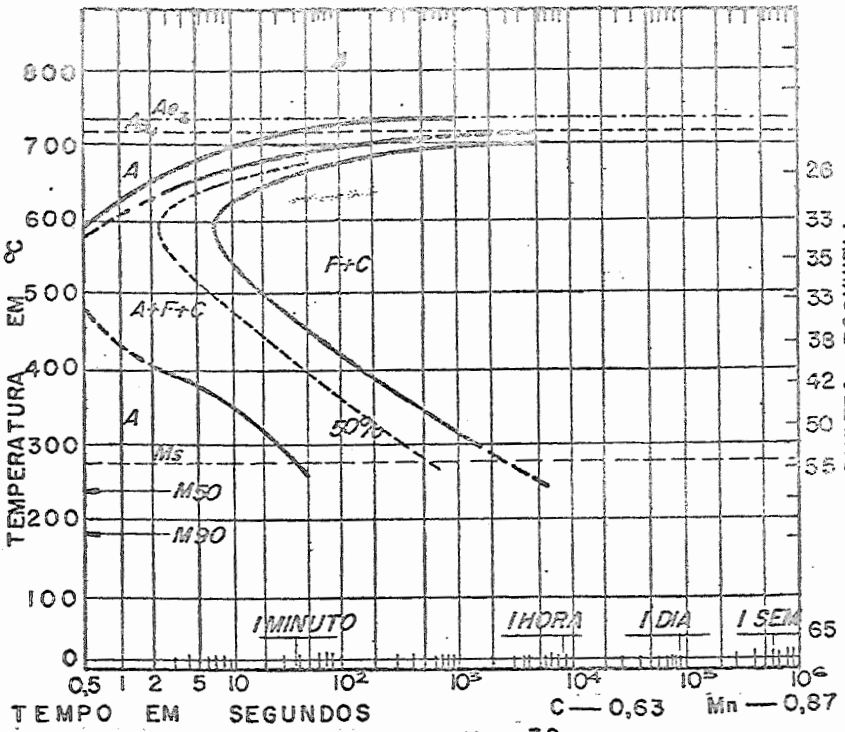


FIG. II — 30

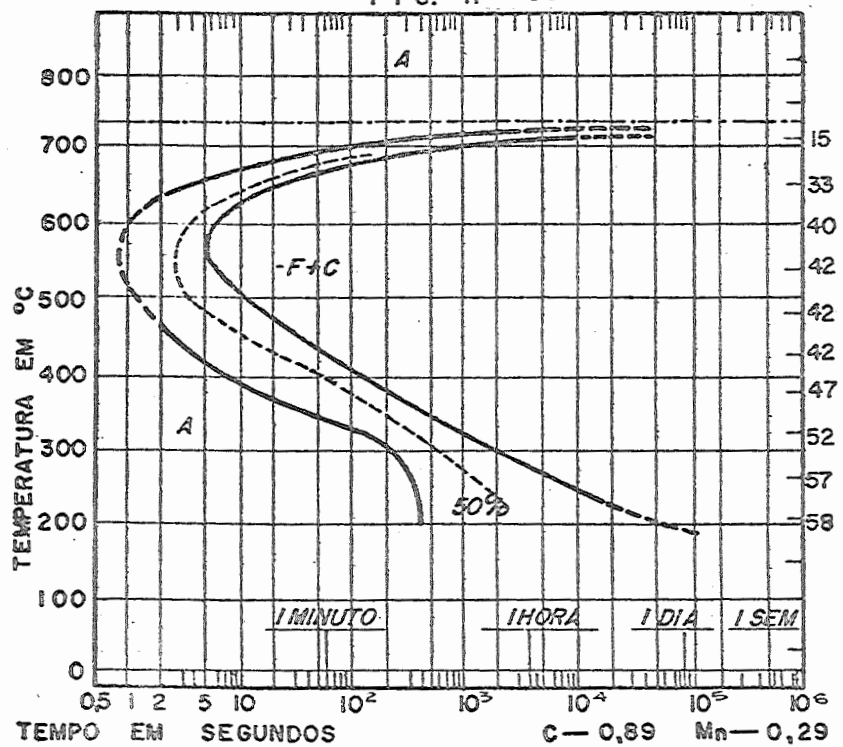
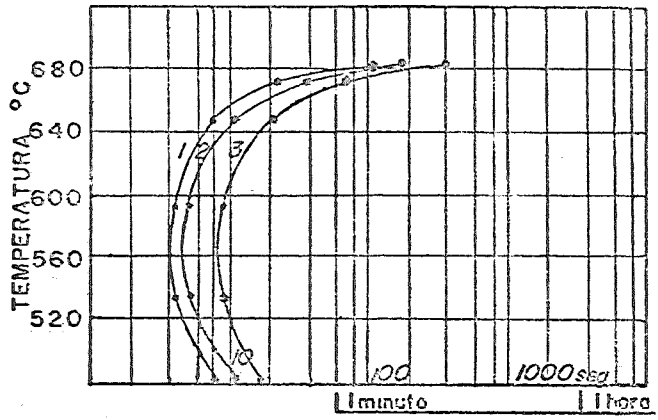


FIG. II — 31



TEMPO

INFLUENCIA DO Co NO DESLOCAMENTO DE CURVA EM S

1— 2%Co 2— 1% Co 3— 0% Co

F I G. II— 32

ser citados:

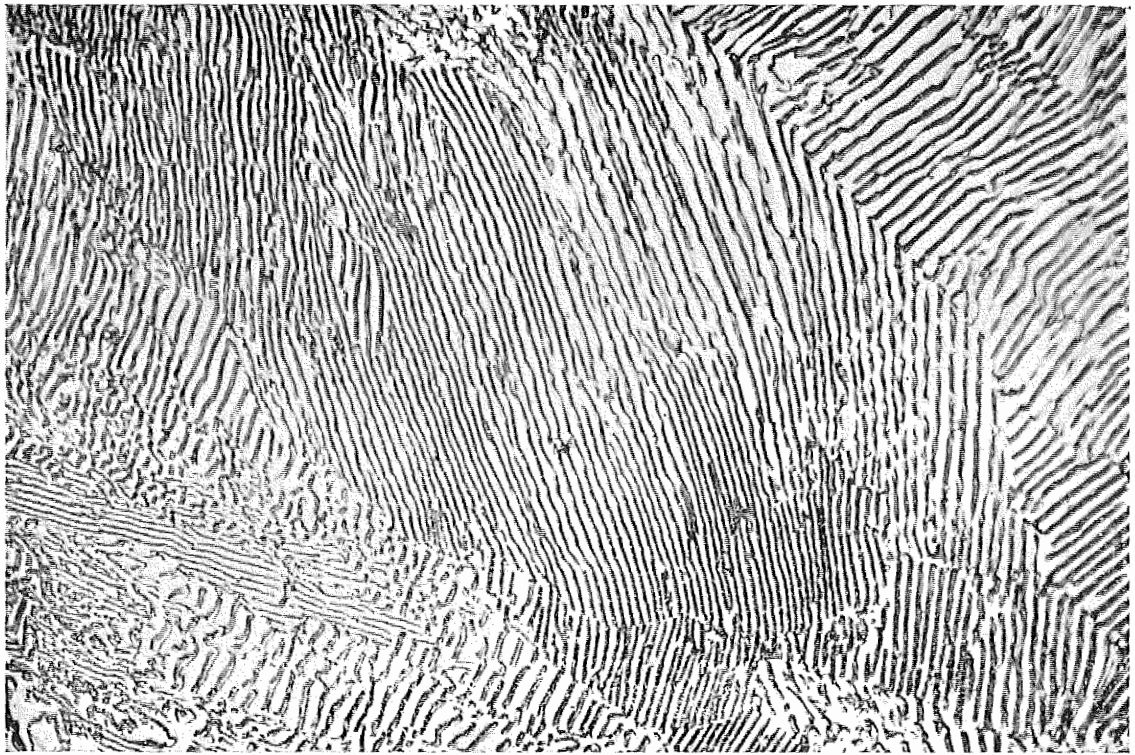
- os aços indeformáveis que, com 5% de cromo apresentam a curva mais deslocada para a direita que os que contém 12% dêsse elemento;
- aços inoxidáveis martensíticos ao cromo, contendo, também, molibdênio que, por formar carbonetos fàcilmente, adiantam o início da reação.

* O fenômeno de retardamento das transformações pelos elementos de liga, pode ser explicado considerando que êsses elementos são solúveis no ferro a alta temperatura (ferro gama), e que com o abaixar da temperatura o seu comportamento varia. Enquanto alguns elementos são solúveis na ferrita, outros tendem a formar carbonetos como mostra a Tabela II-1, elaborada por Bain.

Segundo êste autor, estas reações, solubilização ou formação de carbonetos, são as responsáveis pelo deslocamento da curva em S para a direita.

Comparando as Figuras II-33 e II-34, com a Figura II-30, pode ser vista a influência da variação do Manganês e do Cromo no deslocamento da curva em S para a direita.

Os elementos de liga não só retardam a transformação como podem modificar o formato da curva, como



Perlita — aço eutetóide — ataque — reativo de ácido nítrico. 1000 X

Plancha I

TABELA II-1

	Dissolvido na Ferrita	Formando Carbonetos	Nas inclusões não metálicas	Compostos intermetálicos	No estado elementar
Ni	sim			Ni-Si Comp. (?)	
Si	"		$SiO_2.MxOy$		
Al	"		Al_2O_3 Etc.	Al_xN_y	
Zr	"		ZrO	Zr_xN_y	
Mn	"	sim	MnS, MnFeO		
			$MnO.SiO_2$		
Cr	"	"	Cr_xO_y		
W	"	"			
Mo	"	"			
V	"	"	V_xO_y	V_xN_y	
Ti	"	"	Ti_xO_y	$Ti_xN_yC_z$	
				Ti_xN_y	
P	"				
S	?		MnFeS		
Cu	sim		ZrS		Cu quando > 0.8% ±
Pb					Pb (?)

é observado comparando as Figuras II-35 e II-36.

Os elementos que fazem aparecer, nas curvas em S, uma segunda zona de rápido início de transformação de austenita, na faixa de temperatura de transformação em bainita, são formadores de carbonetos: Cromo, Molibdênio, Wolfrânio, etc.

A influência dos elementos no deslocamento das curvas também não se faz sentir com a mesma intensidade, havendo uns que influem mesmo em pequenas quantidades; outros para produzir o mesmo efeito devem ser ajuntados em bem maiores teores.

Pode ser observado, também, nestas curvas que as temperaturas de início e fim de formação da martensi

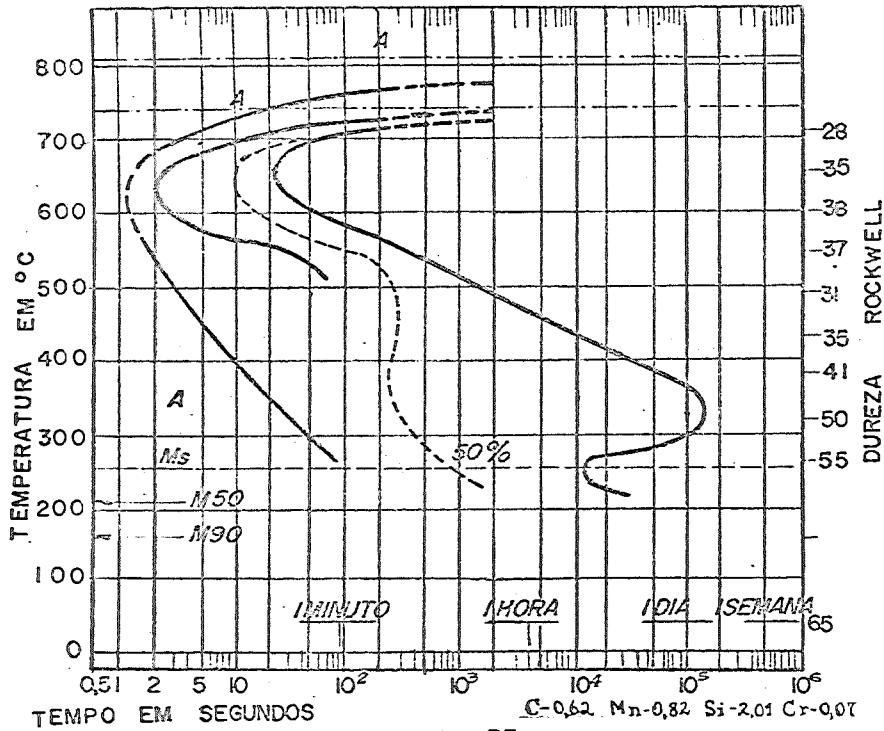


FIG. II — 33

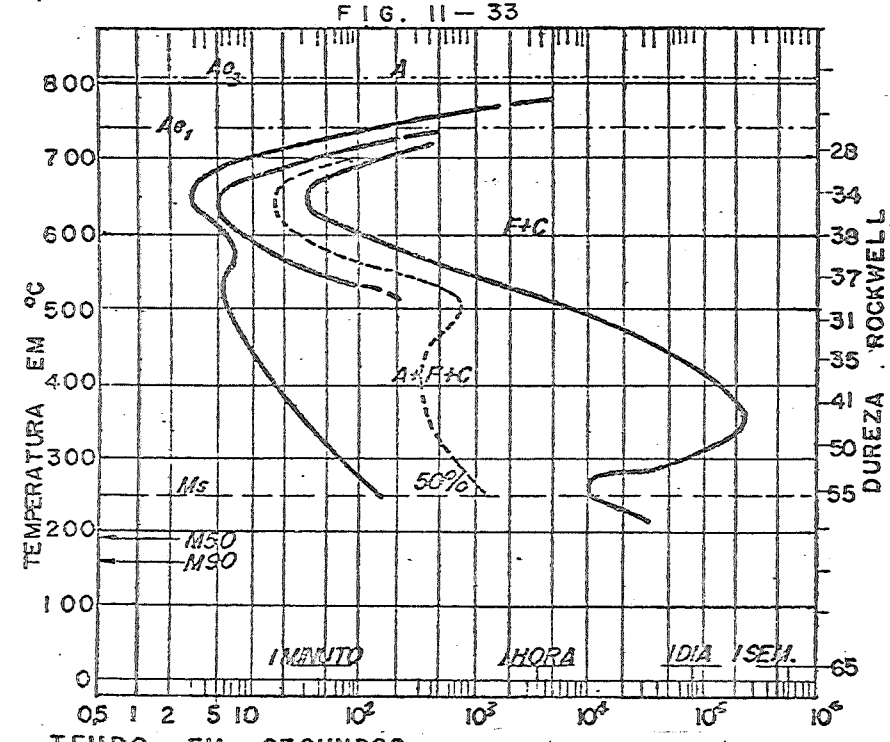
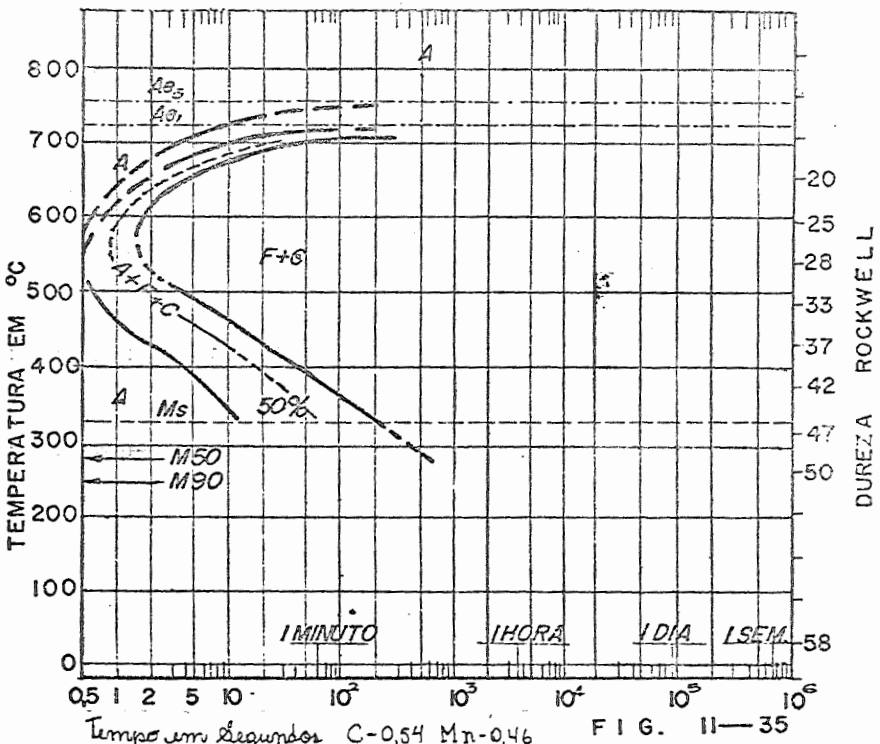


FIG. II — 34

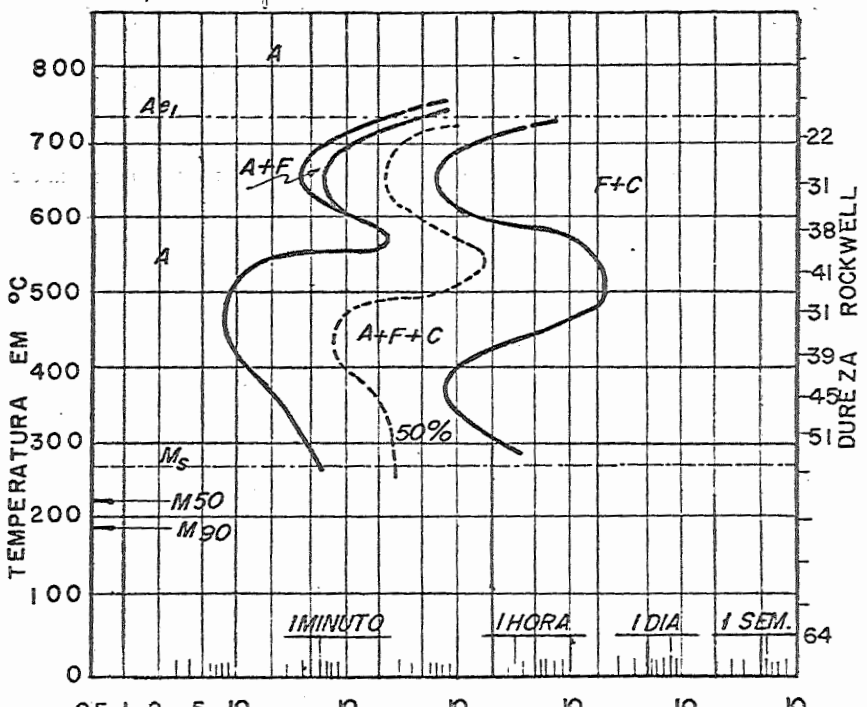
Martensita - aço temperado de 750° C, no esfriamento - ataque
- reativo de ácido nítrico - 1000 X

Plancha II



C-0,54 Mn-0,46

FIG. 11—35



C-0,55 Mn-0,60 Cr-1,03 Mo-0,19 Ni-0,36

FIG. 11—36

ta variam.

Todos os elementos influem nesta temperatura, - sendo o mais importante dêles o carbono.

Existem fórmulas empíricas que permitem avaliar a temperatura M_S em função dos teores dos elementos na austenita, como as seguintes:

$$M_S(°C) = 500 - (350x\%C) - (40x\%Mn) - (20x\%Cr) - (17x\%Ni) + (30x\%Al) - (5x\%W) - (10x\%Mo) - (35x\%V) - (10x\%Cu) + (15x\%Co)$$

$$M_S(°C) = \frac{5}{9}\,968 - (570 \times \%C) - (60 \times \%Mn) - (50 \times \%Cr) - (30 \times \%Ni) - (20 \times \%Si) - (20 \times \%Mo) - (20 \times \%W)$$

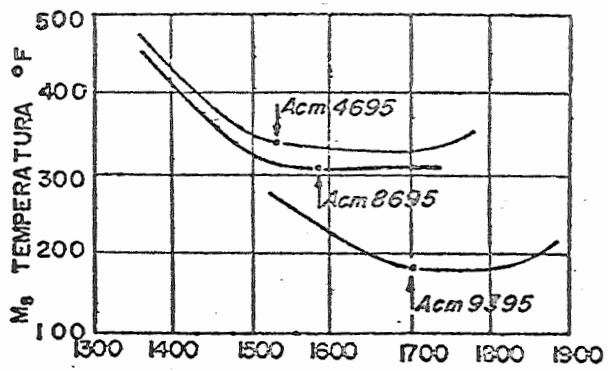
Observa-se que existem dois elementos que tendem a elevar essa temperatura (Al e Co), e um - o silício - que não exerce influência, segundo alguns autores, e não aparece na primeira fórmula.

A temperatura M_S - pelo menos para alguns aços- é influenciada também pela temperatura de austenitização, que exerce influência no grau de dissolução e homogenização da austenita.

Uma austenitização perfeita, dá a mais baixa temperatura para M_S. Como exemplos, temos as curvas da Figura II-37 para alguns tipos de aço, e as curvas da Figura II-38 que mostram a influência bem marcante de elementos de liga, no abaixamento da temperatura M_S, com a elevação da de austenitização.

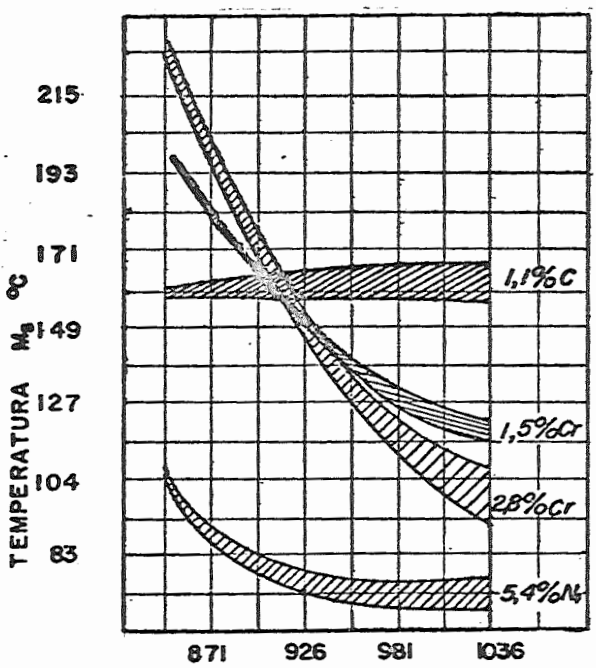
Devemos nos lembrar que os diferentes elementos influem diversamente nas temperaturas de austenitização, elevando ou abaixando a zona crítica; que também os aços trabalhados, mecânicamente, a quente, apresentam estrutura mais homogênea do que um aço bruto de fusão, e necessitam, então, temperaturas mais baixas e menor tempo para homogenização da austenita.

Os aços trabalhados, segundo Eddy, Marcotte e Smith, citados por Bullens, tem o ponto M_S mais ele-



INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO NA TEMPERATURA M_S

FIG. II-37



INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO NA TEMPERATURA M_S

FIG II — 38

vado do que os brutos de fusão.

Existem certos tipos de aço em que o início da formação da martensita está abaixo da temperatura ambiente. São assim obtidas as estruturas austeníticas em alguns aços, como por exemplo, no aço 18-8 (18%Cr e 8%Ni) inoxidável e no aço Hadfield ao manganês.

Alguns aços apresentam a linha de fim de transformação da martensita próxima à temperatura ambiente e, nêste caso, podem apresentar a essa temperatura certa proporção de austenita que é denominada - "austenita residual" ou "austenita retida".

A austenita, nesta condição, poderá por um aquecimento durante o serviço, se transformar em martensita e tornar o aço quebradiço. Êsse inconveniente é eliminado com um duplo aquecimento do aço à temperatura abaixo da zona crítica (veja revenido).

Êsses aços podem, também, ser submetidos a um esfriamento à temperatura abaixo de 0°C - tratamento sub-zero - por esfriamento em gêlo, gêlo sêco, ar ou nitrogênio líquido, etc. Dessa maneira, a austenita retida transforma-se em martensita.

b) Tamanho do grão - A transformação austenita-perlita, é um fenômeno que ocorre por nucleação e crescimento como já foi citado e, em geral, se inicia em pontos dos contornos dos grãos e se propaga - para o interior. É evidente que, quanto maiores forem os grãos, mais demorada é a transformação total e menor o número de núcleos iniciais, o início de transformação sendo também atrasado. Em outras palavras, a curva S estará mais deslocada para a direita, como pode ser visto na Figura II-39 (1).

O contrôle do tamanho dos grãos dos aços que devem ser tratados tèrmicamente, apresenta, então, grande importância prática.

Lembramos, aqui, que o material com granulação

(1) As áreas dos grãos sendo maiores, e a transformação iniciando-se nos seus contornos, a transformação total de grão de austenita em perlita levará mais tempo para se processar.

Quanto maiores os grãos também menor a energia livre existente no material, e também nos seus contornos. Como as reações se iniciam nos pontos de maior concentração de energia livre, os aços de granulação grosseira apresentam menor velocidade de nucleação, isto é, os núcleos iniciais de perlita se formam em menor número.

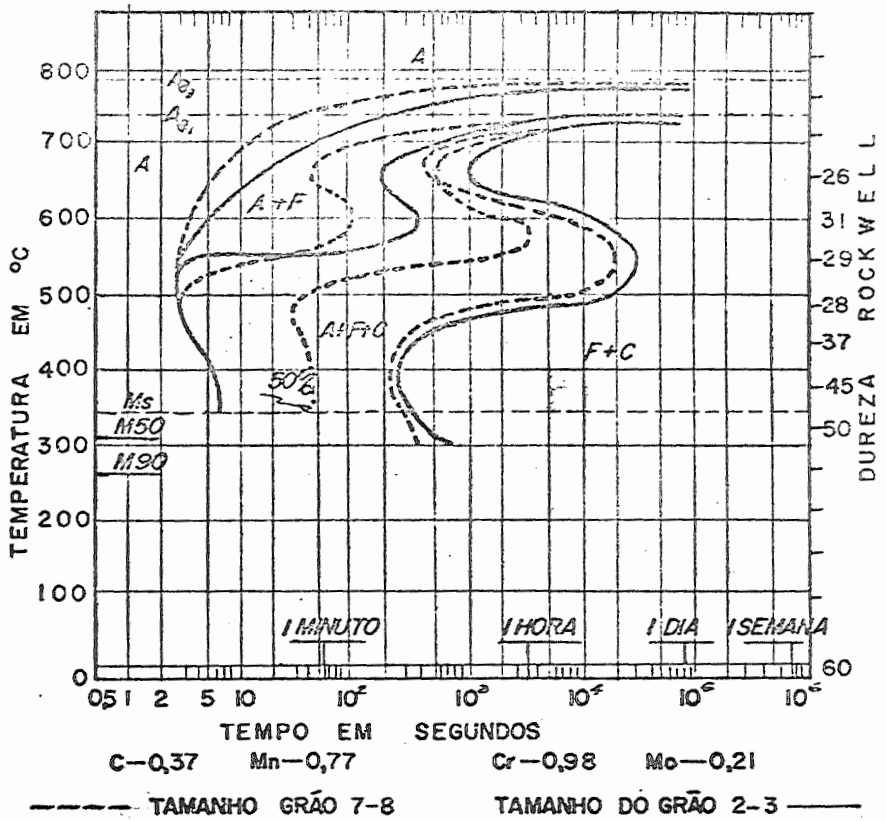


FIG. II—39

grosseira apresenta propriedades inferiores à do mesmo material com granulação fina, pelo menos a temperatura ambiente e, portanto, não há interêsse em trabalhar com aços de granulação grosseira para facilitar o tratamento térmico de têmpera, que será descrito mais adiante.

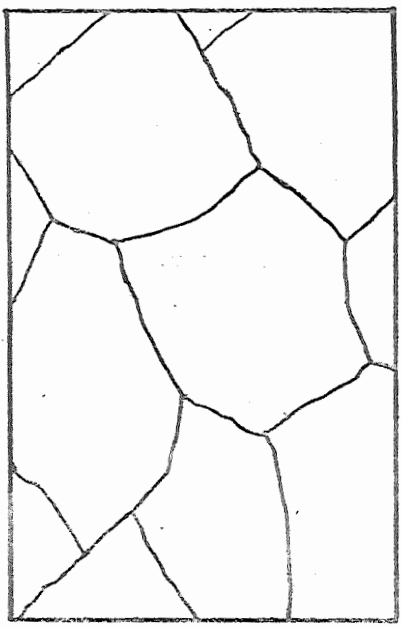
O tamanho do grão do aço é, em geral, dado pela classificação da ASTM (American Society for Testing Materials) Figura II-40, ou determinado pela fórmula:

$$x = 2^{N-1}$$

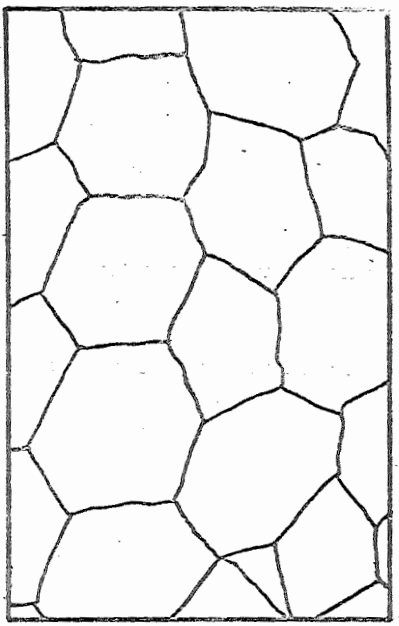
onde:

x = número de grãos por polegada quadrada, observado com um aumento de 100x;

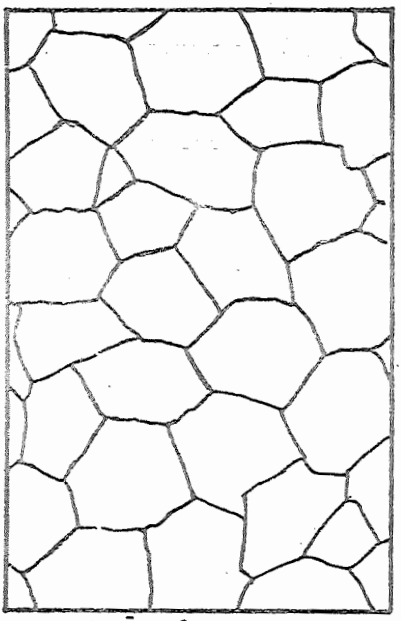
N = número de classificação do aço.



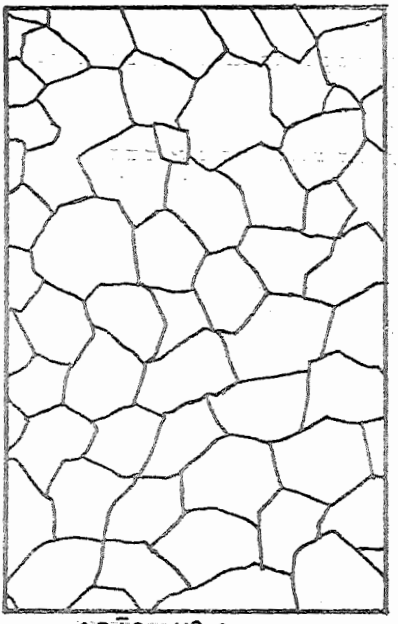
GRÃO Nº 1



GRÃO Nº 2

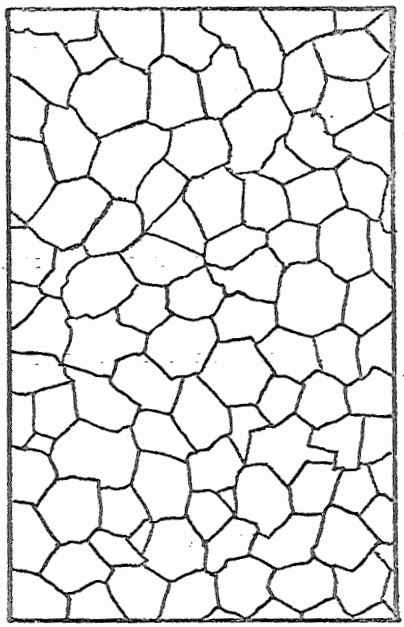


GRÃO Nº 3

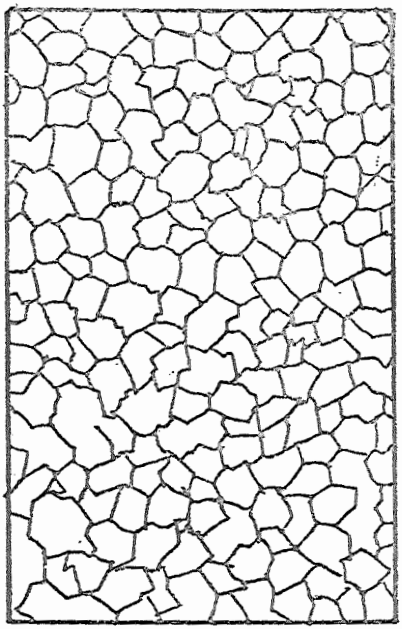


GRÃO Nº 4

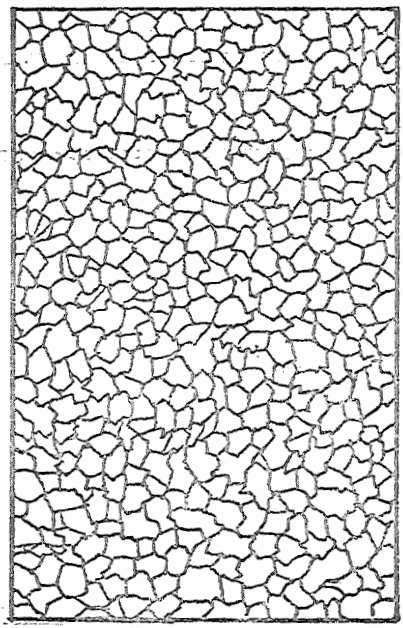
FIG. II — 40



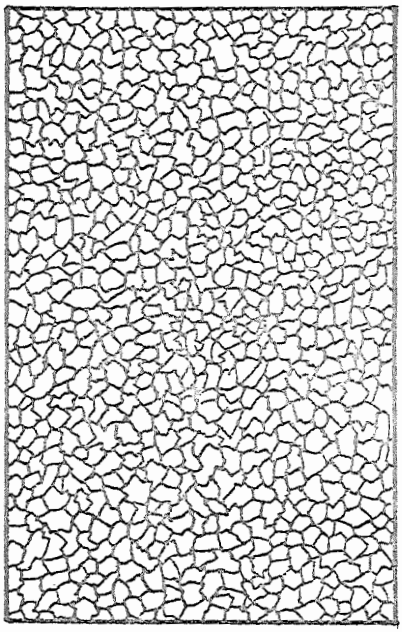
GRÃO Nº 5



GRÃO Nº6



GRÃO Nº 7



GRAO Nº 8

FIG. II—40

O tamanho do grão pode ser determinado por comparação entre a fratura do aço em exame, e fraturas de corpos de prova padrão, como os tipos Shepherd ou Jernkontoret.

Para a determinação do tamanho do grão podem ser utilizados, também, o método de Mc Quaid Ehn, ou o método de têmpera diferencial (1).

c) Impurezas - As impurezas que, em geral, se localizam nos contornos dos grãos, assim como heterogeneidades da austenita nesses locais, que podem ocorrer devido a uma baixa temperatura de aquecimento ou tempo insuficiente de permanência à temperatura correta causam distorções no reticulado, criando tensões que facilitam a nucleação da perlita, deslocando a curva em S, para a esquerda.

CURVAS DE TRANSFORMAÇÃO EM ESFRIAMENTO CONTÍNUO

Na prática corrente os esfriamentos das peças não são isotérmicos, existindo sempre uma certa velocidade de esfriamento, que pode ser representado por uma curva contínua. O abaixamento da temperatura com o tempo, se processa contìnuamente, desde a temperatura de austenitização, até a temperatura do meio de esfriamento.

As curvas em S estudadas não correspondem, exatamente, aos processos usuais de tratamento térmico, no entanto, são importantes para a compreensão das transformações.

A estrutura obtida em uma transformação isotérmica, isto é, quando é mantida uma certa temperatura, durante certo tempo, é uniforme, pois os fenômenos de nucleação, crescimento dos grãos, difusão, etc. , ocorrem a uma mesma temperatura. No resfriamento contínuo a estrutura final é uma mistura de estruturas, cada uma obtida em níveis de temperatura diferentes, com exceção do tratamento cuja curva representativa passe a esquerda da curva em S, dando uma estrutura martensítica.

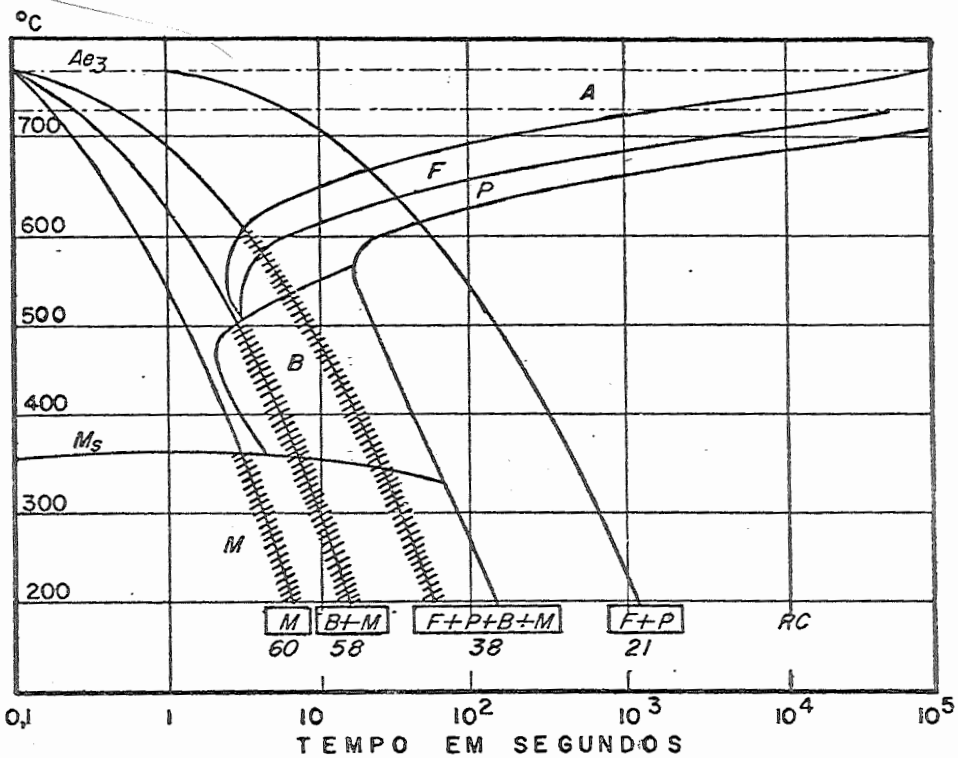
Podem ser traçadas curvas, para os resfriamentos contínuos, semelhantes às curvas em S, e utilizando uma técnica parecida.

Uma série de corpos de prova é aquecida à tempe

(1) Esses métodos serão estudados nos capítulos III e IV

raturas de austenitização, e, a seguir, cada amostra é esfriada com uma velocidade conhecida, durante um certo tempo variável. Decorrido êsse tempo, as peças são resfriadas ràpidamente em água. A austenita, ainda não transformada, com êsse esfriamento dá martensita.

A quantidade e natureza dos produtos transformados antes do esfriamento rápido, podem assim ser detectados por meio de um exame, - metalográfico por exemplo - e baseado nêsses dados são construídas as curvas de esfriamento contínuo como é visto na Figura II-41, e sôbre a qual estão sobrepostas curvas representando diversas velocidades de esfriamento.



CURVA EM S, EM ESFRIAMENTO CONTÍNUO

FIG. II — 41

Observa-se, nêste caso, que se o resfriamento fôr muito lento, tôda transformação ocorre acima do cotovelo da curva e, portanto, o constituinte resultante será perlita grosseira e o corpo de prova que sofreu êste tratamento se apresentará com dureza baixa.

O esfriamento menos lento, apresenta início e fim de transformação mais próximo do cotovelo da curva, portanto, o produto resultante será uma perlita fina e o material apresentará dureza um pouco mais elevada que no caso anterior e maior resistência mecânica.

O esfriamento mais rápido, em óleo por exemplo, apresenta um início de transformação em perlita fina, próximo do cotovelo da curva e não completa a transformação a não ser na zona de formação da martensita.

O esfriamento extremamente rápido, em água, não dá tempo à austenita para se transformar, a não ser na faixa de temperatura de formação da martensita.

Para que seja então obtida uma estrutura martensítica, o aço deve ser esfriado de maneira que a curva representativa de seu resfriamento passe a esquerda da curva em S. A linha que passa tangenciando essa curva à esquerda, dá a velocidade crítica de resfriamento.

A curva de resfriamento contínuo, em geral, se apresenta deslocada um pouco para a direita e à temperaturas mais baixas, Figura II-42. As curvas em S, portanto, permitem avaliar o comportamento de um material nos tratamentos térmicos mais usuais, mas sòmente as curvas de esfriamento contínuo dão, com maior precisão, êsse comportamento.

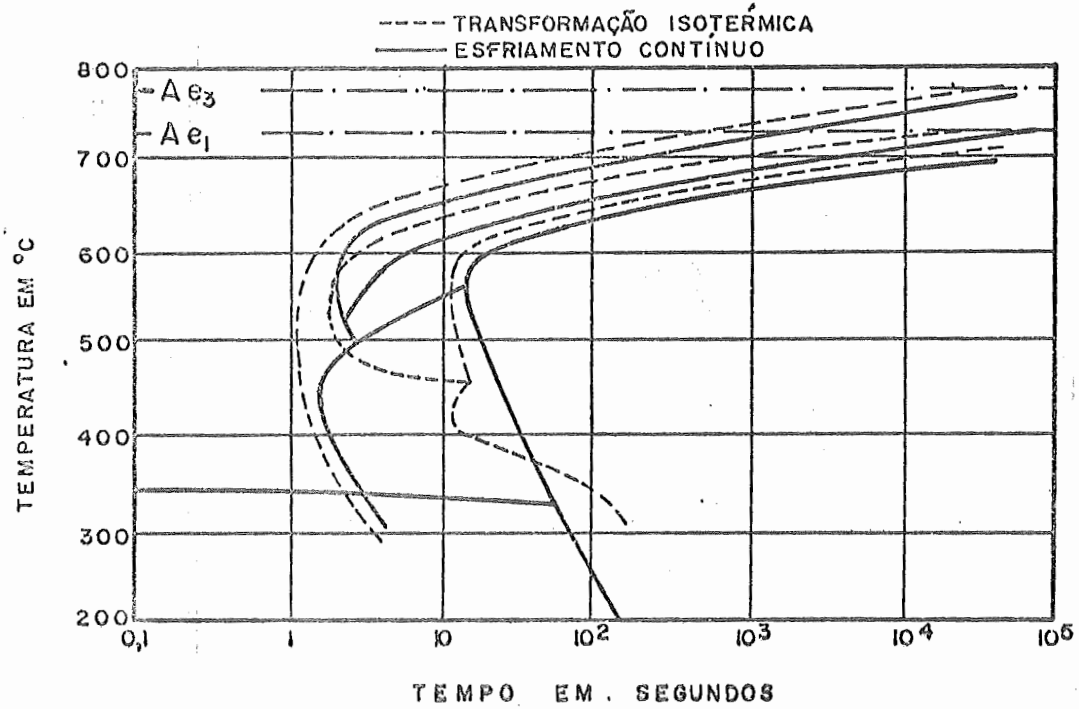


DIAGRAMA DE TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA E DE TRANSFORMAÇÃO EM ESFRIAMENTO CONTÍNUO.

FIG.- II- 42

BIBLIOGRAFIA

1) T.Kitice e R.L.Pereira - Tratamentos Térmicos dos Metais - E.E.S.C. - 1960

2) A.Portevin - Introduction al estudio de los tratamientos termicos de los Productos Metalurgicos - trad. S.Guszonowicz - Montevideu - 1945

3) E.C.Bain - Functions of the Alloying Elements in Steel - 1939

4) A.S.M. - Metals Handbook - 1948

5) R.H.Sauveur - The Metallography and Heat Treatment of Iron and Steel-Mc Graw - cop. 1935

6) R.H.Sherry - Steel Treating Practice - Mc Graw-1929

7) J.A.Barreiro - Tratamentos térmicos de los aceros - Dossat - 1958

8) W.Crafts e J.L.Lamont - Handenability and Steel Selection - Pitman - Cop. 1949

9) J.M.França - Conferência sôbre Transformações Isotérmicas nos aços.

10) A.R.Troiano e R.F.Heheman - How Austenitizing-Conditions Affect Medium Alloy Steels - Separata de Iron Age - Nov-11 e 18 - 1954

11) H.Colpaert - Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns - bol. nº-40 I.P.T. - 1951

12) Habraken - Le Cobalt dans les aciers.

13) ABM - Curso de princípios básicos de Metalurgia - ponto 25 - 1958-1959

CAPÍTULO III

TRATAMENTOS TÉRMICOS DOS AÇOS

RECOZIMENTO

O têrmo recozimento indica um tratamento térmico, com o qual se procura dar ao material um estado muito próximo ao de equilíbrio químico e estrutural.

O tratamento consiste em aquecer o aço até uma temperatura acima de sua zona crítica, deixá-lo aquecido durante um certo tempo, e, a seguir, esfriá-lo, lentamente.

FINALIDADES

Êste tratamento é aplicado com várias finalidades, como sejam:

1- regularizar as estruturas brutas de fusão, - dando maior homogeneidade aos materiais fundidos;

2- regularizar as estruturas de materiais deformados a frio, reduzindo ou eliminando as tensões existentes no material, nêsse estado;

3- regularizar a estrutura e amolecer os materiais que tenham sofrido outros tratamentos térmicos , com exclusão dos aços coalescidos, para o caso de amolecimento;

4- remover tensões que podem aparecer no material devido à desigualdade de esfriamento em diferen

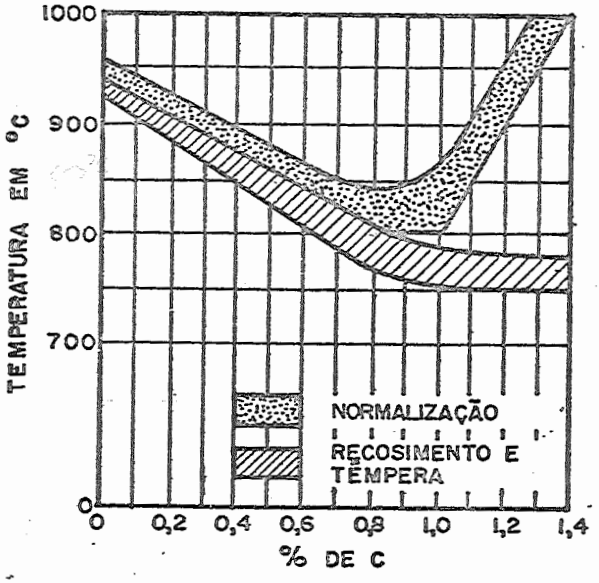
tes partes de uma peça;

5- regularizar a estrutura de materiais que tenham sido superaquecidos, ou que apresentam granulação grosseira;

6- para eliminação de impurezas, gases do metal.

TEMPERATURAS DE TRATAMENTO

A temperatura de tratamento é dada pelo diagrama de equilíbrio, devendo o aquecimento ser feito a 50°C acima do limite superior da zona crítica para os aços eutetóides e hipoeutetóides, e a 50°C acima do limite inferior da zona crítica para os aços hipereutetóides, Figura III-1 (1).



FAIXAS DE TEMPERATURAS DE RECOSIMENTO, TÊMPERA E NORMALIZAÇÃO DOS AÇOS COMUNS.

FIG.-III-1

Nêste último caso, o tratamento é limitado a essa temperatura, para evitar, durante o resfriamento lento, quando o aço é completamente austenitizado, a formação de uma rêde de cementita nos contornos dos grãos, o que causaria uma maior fragilidade do material.

(1) Essas temperaturas são bem alteradas pela presença de elementos de liga.

Essas temperaturas não devem ser ultrapassadas para evitar o perigo de aparecimento de texturas grosseiras, devido ao crescimento dos grãos que ocorre, mais fàcilmente, à altas temperaturas.

Alguns aços especiais ou com liga, apresentam, muitas vêzes, facilidade de apresentar uma estrutura martensítica, mesmo quando esfriados a velocidades bastante pequenas. São os denominados aços de auto-têmpera. Como exemplo, pode ser citado o aço com a seguinte composição média:

C - 0,3-0,4% Si - 0,22-0,28% Mn - 0,55-0,60%

P_{max} - 0,035% S_{max} - 0,035% Cr - 1,0-1,75%

Ni - 4,0-4,5%

que pode ser classificado como aço VCN 45 - Norma DIN ou 40 NC 17 Norma CTA - França.

Outros exemplos de aços de auto-têmpera são os que apresentam as seguintes composições:

1) C - 0,38% Cr - 1,8-2,2% Mn - 1,1-1,4%

Ni - 0,3-0,6% Mo - 0,45-0,60% Si - 0,5-1,0%

2) C - 0,35% Cr - 0,4-0,7% Mo - 0,1-0,2%

Ni - 1,0-1,3% Mn - 0,5-0,9% Si - 0,4%

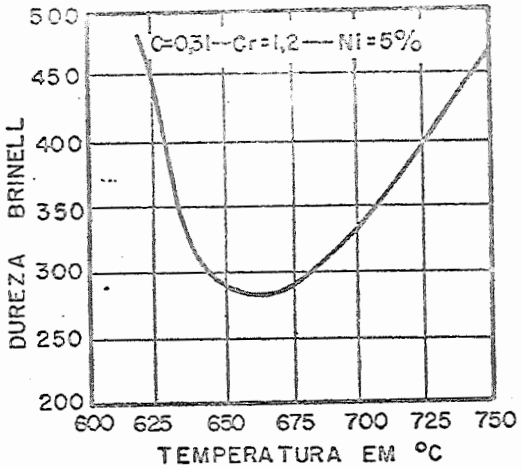
são aços ao Níquel-Cromo-Molibdênio, ou Cromo-Molibdênio.

Êsses aços, para serem amolecidos, devem ser aquecidos abaixo da temperatura crítica - 650-680°C , sendo evitada, dessa maneira, o aparecimento da austenita e posterior formação de martensita. O gráfico da Figura III-2, nos mostra as durezas obtidas em um aço dêsse tipo, em função da temperatura de recozimento.

TEMPO DE PERMANÊNCIA

Para um recozimento completo, após todo o material ter atingido a temperatura, deve ser deixado algum tempo a essa temperatura para homogenização da austenita, pois as propriedades finais serão influenciadas por uma completa ou não homogenização.

Nos aços hipoeutetóides, por exemplo, existiam



INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE RECOZIMENTO NA DUREZA DE UM AÇO Cr-Ni

FIG. III—2

zonas, anteriormente, constituídas pôr ferrita, e outras por perlita. A austenita, nessas zonas, logo após ser atingida a temperatura, apresenta teores de carbono diferentes. É necessário algum tempo para permitir a difusão dêsse elemento.

É recomendado para os aços carbono comum, um tempo de 20 minutos por centímetro de espessura da peça.

Os aços com elementos de liga levam um pouco mais de tempo para homogenizar. Os elementos que mais influem nêsse aumento são os que formam carbonetos vanadio, cromo, wolfrânio, etc., e também o fósforo.

CUIDADOS A SEREM TOMADOS NO RECOZIMENTO

A temperatura e o tempo devem ser bastante bem controlados, pois um excesso causa granulação grosseira e uma falta dá um recozimento imperfeito.

O aquecimento deve ser feito homogêneamente em tôda a peça, para evitar distorções ou trincas, por diferenças de dilatação, pelo aquecimento ou por mudanças de fase.

Assim, sempre que possível, devem ser colocadas as peças num fôrno frio, e aquecê-las, em seguida. Peças de grande diâmetro - acima de 20cm e peças com

grandes variações de secções, devem sempre ser aquecidas com o forno, lentamente, até 650-700°C, para os aços carbono ou de baixa liga, e até 850°C no caso dos aços rápidos, e a seguir, aquecer, ràpidamente, até a temperatura indicada para o tratamento.

Para peças que são colocadas em fornos aquecidos existem gráficos que dão o tempo, para aquecimento do seu centro à temperatura do forno, ou a desejada.

As Figuras III-3 e III-4, representam dois dêsses gráficos.

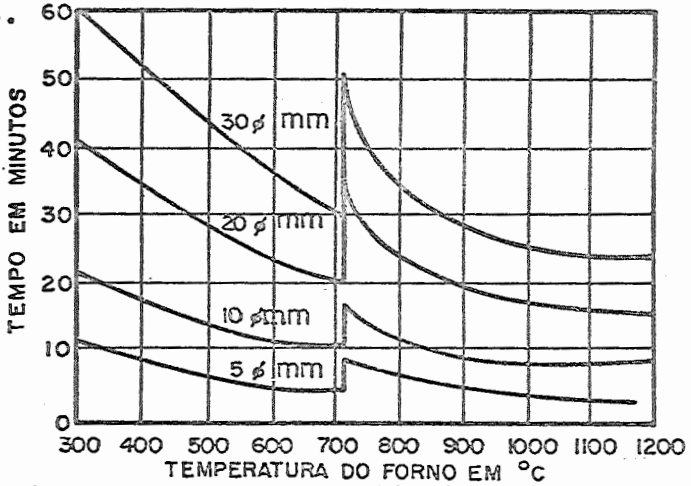
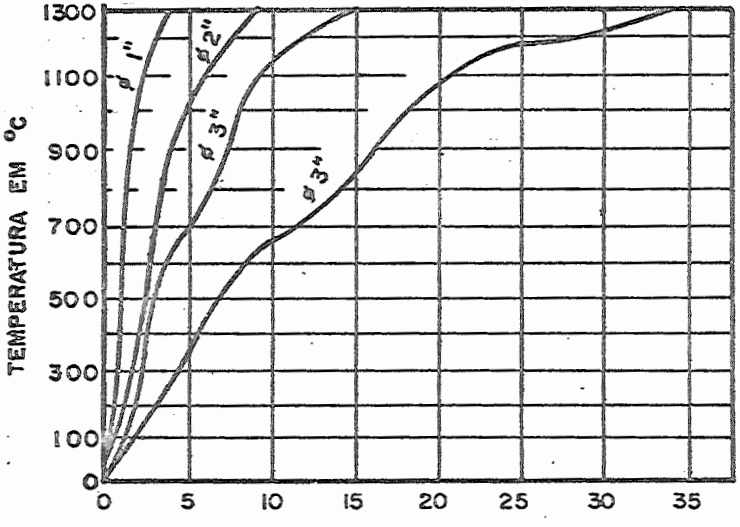


FIG.—III—3

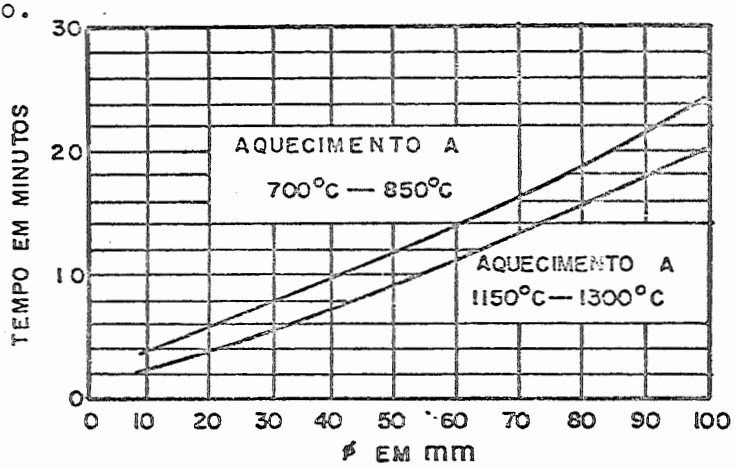
TEMPO NECESSÁRIO PARA AQUECIMENTO DO CENTRO DE BARRAS À TEMPERATURA DO FORNO.



TEMPO NECESSÁRIO PARA O AQUECIMENTO DO CENTRO DE BARRAS EM FORNO A 1350°C.

FIG—III—4

Se os aquecimentos são feitos em banhos de sais fundidos, o tempo necessário para atingir a temperatura é bem menor, e o tempo total de tratamento, também. O gráfico da Figura III-5 nos dá indicações a respeito.



TEMPO DE AQUECIMENTO DE BARRAS EM BANHO DE SAL

FIG.-III-5

Para temperaturas do forno de 800°C e 1000°C, + Portevin, segundo Sauveur, dá as seguintes fórmulas, para obter o tempo de aquecimento:

$$t = 4\,d \quad - \quad \text{para } 800°C$$

$$t = 3\,d \quad - \quad \text{para } 1000°C$$

onde t é o tempo em minutos, e d o diâmetro em centímetros.

No tratamento de peças longas ou de formas complicadas, elas devem ficar bem e uniformemente apoiadas, para evitar distorções.

O forno deve, sempre que possível, ter atmosfera controlada, para evitar oxidação e descarbonetação superficial.

Êste tratamento toma a denominação de recozimento brilhante, por as peças apresentarem êsse aspecto na superfície, após o recozimento.

Nos casos em que a descarbonetação não influa - peças em que a dureza menor não importa, ou peças que serão usinadas - não há necessidade de cuidar da atmosfera do forno.

Quando não há atmosfera controlada, com o fito de diminuir um pouco a oxidação, é colocado no interior do forno, um pouco de cavaco de ferro fundido, que desprende uma certa quantidade de CO, quando aquecido, ou então carvão de madeira, Muitas vêzes, - nêstes casos, a oxidação se torna maior, devido aos teores de CO e CO_2, obtidos na atmosfera.

ESFRIAMENTO DAS PEÇAS

Terminado o tempo de permanência à temperatura de recozimento, estas devem ser esfriadas.

Êsse esfriamento, em geral, é feito mantendo a peça no interior do forno desligado, ou em casos especiais, sendo controlada a sua velocidade de esfriamento.

Em alguns casos, o material pode ser esfriado um pouco mais ràpidamente, sendo, então, retirado do forno e mergulhado em areia, cinza ou cal.

No caso de peças grandes (pequena área superficial em relação ao volume), o resfriamento pode ser feito em ar parado, pois a peça perde calor lentamente.

Quanto mais baixo o teor de carbono, mais rápido pode ser o esfriamento, sem alterar grandemente a dureza do material.

O esfriamento de aços contendo até 0,5%C, pode ser feito até com velocidades de 50°C por hora. Os aços com teores superiores a êsse, com velocidades da ordem de 15°C por hora.

Os elementos de liga, tem grande influência na velocidade de esfriamento, para recozimento, como pode ser deduzido das curvas em S, já estudadas, e dos exemplos dados de aços auto-temperáveis.

O resfriamento, se possível, deve ser mais lento na faixa de temperatura 730-600°C, onde pode ocorrer a transformação austenita-perlita. Essa temperatura, como já foi visto, varia com a velocidade de esfriamento e também varia com os elementos de liga. Dentro da faixa citada, pràticamente, com as velocidades normais de recozimento, para qualquer aço a transformação ocorre.

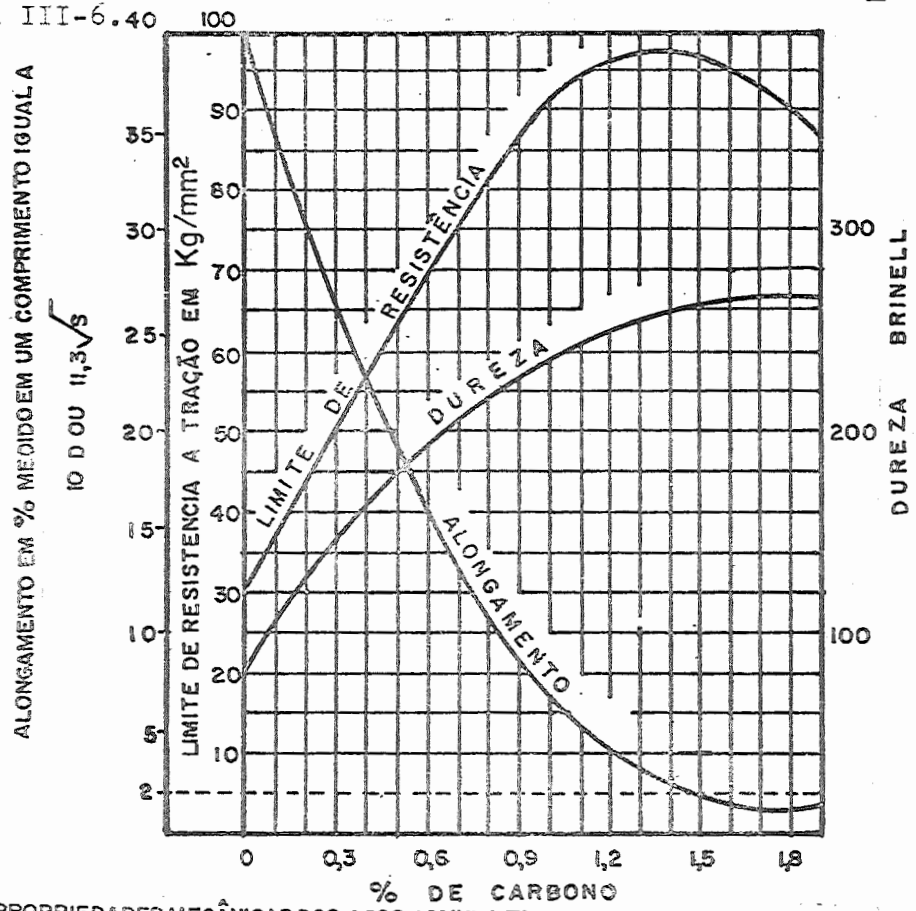
Depois de atingida essa temperatura, as peças - podem esfriar, ràpidamente, sem perigo de endurecer.

Podem, então, ser retiradas do forno, e esfriadas ao ar; não devem ser esfriadas muito ràpidamente - em água por exemplo - para evitar o aparecimento de tensões. Se estas são prejudiciais à peça, é recomendável deixá-la esfriar, lentamente, no forno, até a temperatura ambiente.

TEXTURA E PROPRIEDADES

Os aços recozidos apresentam em sua textura, conforme o seu teor de carbono, os constituintes já conhecidos: ferrita e perlita, perlita ou perlita e cementita, conforme sejam hipoeutetóides, eutetóides - ou hipereutetóides - planchas IV, I e V.

As propriedades mecânicas médias dos aços carbono recozidos, estão representadas no gráfico da Figura III-6.



PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS COMUNS TRABALHADOS MECANICAMENTE E RECOZIDOS EM FUNÇÃO DO TEOR DE CARBONO.

FIG.-III-6

Essas propriedades variam, um pouco, em tôrno - de um valor médio, dependendo da estrutura do material - esta sendo função da temperatura e tempo de aquecimento, velocidade de esfriamento, tratamentos mecânicos a que foi submetido o material, antes do recozimento, e composição química. As propriedades variam, também, com o processo de obtenção do aço.

RECOZIMENTO PARA ALIVIO DE TENSÕES

Aços levemente deformados e aquecidos para aliviar tensões na faixa de temperaturas entre 700°C e limite superior da zona crítica, podem apresentar - textura muito grosseira - e más propriedades mecânicas,- devido ao fenômeno de crescimento dos grãos com deformação crítica.

O recozimento deve, nêsses casos, sempre ser - feito a temperaturas acima da citada - acima da zona crítica - sendo, portanto, realizado um recozimento pleno.

No caso de peças apresentarem estruturas grosseiras, devido a êsse fato, um segundo recozimento , com austenitização completa, e portanto, nova recristalização, é recomendado.

Materiais bastante deformados, principalmente - com baixos teores de carbono, podem ser recozidos para alívio de tensão, na faixa de temperaturas citada, sem perigo de apresentar granulação grosseira. Êsse tratamento, no entanto, é, em geral, realizado entre 500-550°C, onde já ocorre a recristalização da ferrita.

RECOZIMENTO PARA REMOÇÃO DE HIDROGÊNIO

Quando o aço é decapado em meio ácido, pode apresentar uma certa fragilidade, após êsse tratamento, admitindo-se seja isso devido a absorção de hidrogênio. É um caso comum na trefilação de arames, - quando ocorre algum descuido durante a decapagem.

Êsse fenômeno é corrigido por um aquecimento da peça a 100-150°C. Se o tratamento não foi feito, com o correr do tempo a fragilidade desaparece.

Alguns aços apresentam o defeito denominado -

"Flakes", que podemos denominar "flocos", geralmente atribuídos ao hidrogênio, que o aço dissolve ainda no estado líquido.

Durante a solidificação liberta-se H e os átomos podem se combinar para formar H_2, sofrendo expansão e rompendo a peça nos flocos.

A libertação do hidrogênio é facilitada pelo resfriamento lento da peça da temperatura de forjamento ou laminação, até quase a temperatura ambiente.

NORMALIZAÇÃO

Por normalização, compreendemos o tratamento térmico que consiste em aquecer o aço à temperatura acima do limite superior da zona crítica, e deixá-lo, a seguir, esfriar ao ar.

A temperatura indicada para êsse tratamento, pode ser vista na Figura III-1. É da ordem de 30°C acima da temperatura de recozimento, para os aços hipoeutetóides e eutetóides, e, 50°C acima do limite superior da zona crítica, para os aços hipereutetóides.

A finalidade do tratamento é uniformizar e refinar a granulação.

É obtida melhor uniformização da estrutura do que no recozimento, pois as temperaturas de austenitização são mais elevadas, permitindo mais uniforme distribuição do carbono na austenita.

No caso dos aços hipereutetóides, inclusive a cementita pró-eutetóide é dissolvida.

A granulação mais fina é obtida devido ao mais rápido resfriamento, não dando muito tempo para os grãos crescerem durante a fase de abaixamento de temperatura. No caso dos aços hipereutetóides, a rêde de cementita é destruída, permitindo, também, um refino dos grãos, o que não ocorre no recozimento.

Dependendo do teor de carbono do aço, dos elementos de liga, se os contiver, e das dimensões da peça, o esfriamento ao ar pode dar uma estrutura martensítica ao material, ou então, mesmo que a velocidade não seja tão grande, ainda pode apresentar martensita e perlita muito fina, ou seja troostita, em sua textura.

Essas peças temperam ao ar, e não apresentam - textura de aço normalizado, (veja recozimento-aços - de auto-têmpera).

TEXTURA DOS AÇOS NORMALIZADOS

Os aços normalizados apresentam, como constituintes, a troosto perlita, ou perlita fina e a ferrita ou cementita, conforme o teor de carbono.

Pode ser observado, micrográficamente, que os aços normalizados apresentam menor proporção de ferrita ou cementita do que o mesmo material no estado recozido. Em alguns casos, êsses constituintes podem - mesmo não aparecer.

A troosto perlita é, pois, um constituinte que normalmente, não contém, como a perlita, 0,8% de carbono; pode conter maior ou menor teor, dependendo do aço ser hiper ou hipoeutetóide, e da velocidade de resfriamento.

A estrutura do aço varia, grandemente, com a espessura da peça, e com elas, as propriedades. Uma peça de secções variadas, normalizadas, apresenta, então, propriedades bem distintas nas diferentes secções.

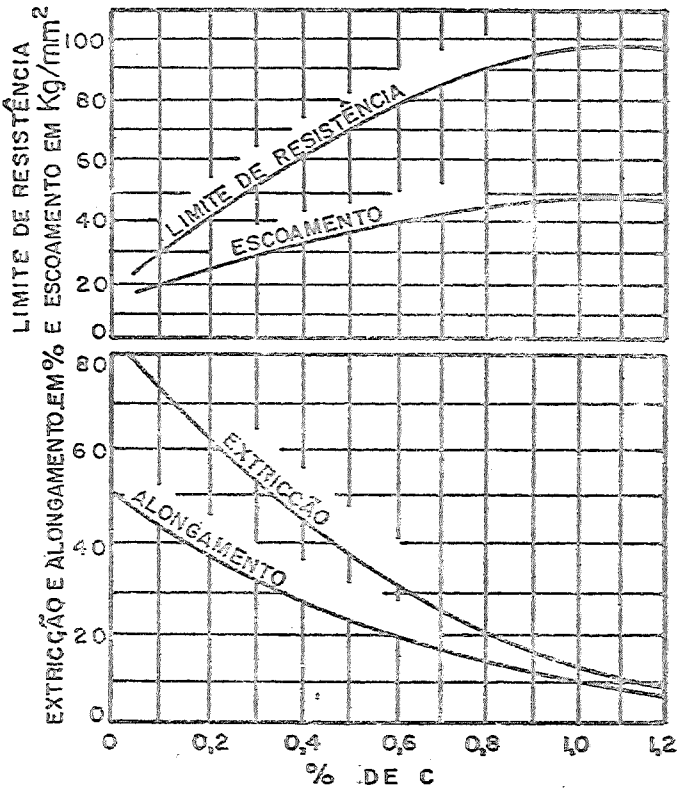
As propriedades mecânicas de dureza, limite de resistência, e limite de escoamento são mais elevadas do que no estado recozido. A extricção e o alongamento, são mais baixos, isto é, o aço é menos dúctil do que no estado recozido. A resistência ao choque, no entanto, é mais elevada. O gráfico da Figura III-7 apresenta as propriedade médias de aços normalizados, de temperaturas variáveis entre 1000°C e 750°C; os resultados referem-se à barras de 32 milímetros de diâmetro.

APLICAÇÃO

Êsse tratamento é aplicado a peças fundidas e forjadas, para regularizar a textura. Muitas vêzes, vários tratamentos são necessários para a consecução dêsse fim. O material, dessa maneira tratado, vai apresentar melhores propriedades.

Os aços, em geral, normalizados, são os que apresentam teores de carbono até 0,5%.

Com o fito de diminuir o perigo de aparecimento



PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS NORMALIZADOS

FIG.- III- 7

de trincas e empenamentos durante o tratamento de têmpera, as peças costumam ser normalizadas anteriormente, apresentando, então, granulação fina.

Peças de grande tamanho costumam, também, ser normalizadas, ao invés de serem recozidas.

TÊMPERA

O tratamento térmico de têmpera, consiste no aquecimento de aços a temperaturas idênticas a de recozimento - Figura III-1 (para os aços ao carbono) - seguido de um resfriamento em água, jato de ar, etc., dependendo do material, tamanho da peça e propriedade desejada, de maneira a obter, no aço, uma estrutura final martensítica.

Êste tratamento tem por fim, aumentar grandemente, a dureza dos aços e seus limites de resistência e escoamento, mas diminui muito a resiliência, o a-

longamento e a ductilidade.

Sendo o fim desejado aumentar a dureza, e sendo a cementita o constituinte mais duro dos aços, aquêles que apresentam êste constituinte - aços hipereutetóides - não precisam ser aquecidos a temperaturas onde ocorre a sua dissolução, permanecendo êsse constituinte, no final do tratamento. Nos casos em que a cementita ou parte dela, é dissolvida, vai influir bastante na curva em S do aço.

Um processo prático para determinar a melhor temperatura para têmpera de um aço, consiste em aquecer amostras a diferentes temperaturas, temperá-las, e romper êsses corpos de prova. Aquêle que apresentar estrutura mais fina, é o que foi temperado na temperatura mais indicada para o tratamento.

O fator que influe na têmpera é a velocidade de esfriamento, cuja curva representativa deve passar à esquerda da curva em S, de maneira a não haver formação de outros constituintes, até ser atingida a temperatura M_S (1).

Os fatôres que influem na forma e localização das curvas em S, já foram estudados. Serão examinados, agora, aquêles que influem na velocidade de esfriamento. Êsses fatôres são:

a) diametro das peças

As peças aquecidas, quando colocadas em um meio mais frio, perdem calor pela superfície, havendo um gradiente de temperaturas do centro para a periferia.

Quanto mais velozmente a peça perder calor, maior é êsse gradiente, e mais ràpidamente a peça esfria.

A relação volume para superfície das peças tem grande influência, então, nêste caso.

A Figura III-8, mostra o tempo de resfriamento, para vários pontos de uma barra, quando mergulhada em água.

As Figuras III-9 e III-10, nos dão as velocidades de esfriamento a aproximadamente 700°C, em vários pontos de barras de aço de diferentes diâmetros, temperadas em água e óleo, de 850°C.

(1) No decorrer do trabalho, será visto que mesmo com transformação de parte da austenita em outro constituinte que não a martensita, considera-se o material como temperado.

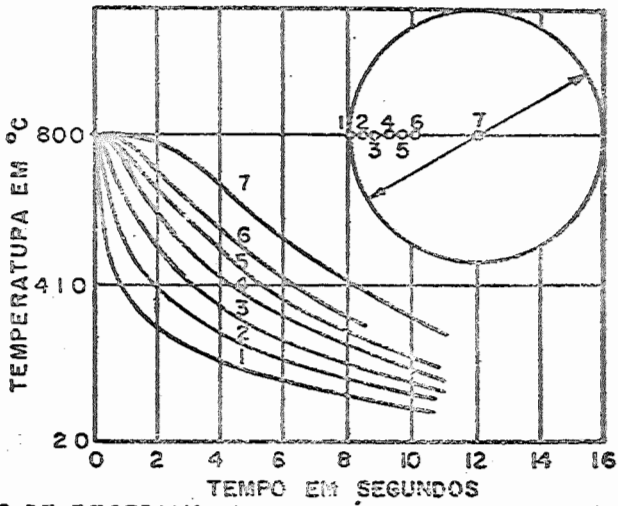


FIG.-III-8

TEMPO DE RESFRIAMENTO DE VÁRIOS PONTOS DE UMA BARRA ESFRIADA EM ÁGUA.

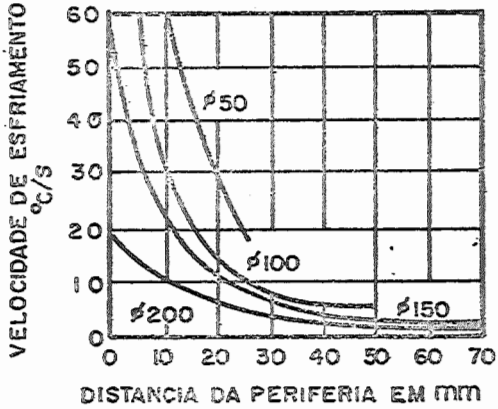


FIG.-III-9

VELOCIDADE DE ESFRIAMENTO EM ÁGUA NA TEMPERATURA DE 700°C, QUANDO ESFRIADOS DE 850°C.

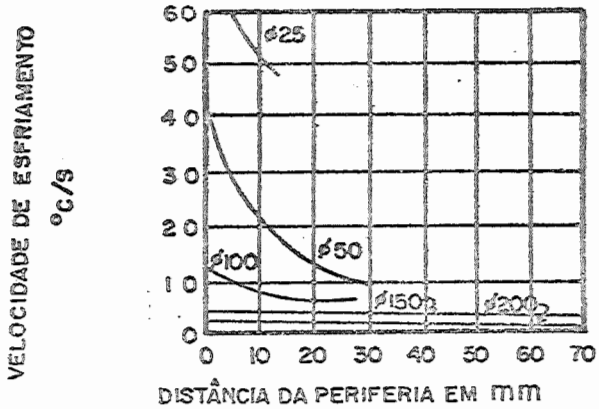


FIG.-III-10

VELOCIDADE DE ESFRIAMENTO EM ÓLEO NA TEMPERATURA DE 700°C, QUANDO ESFRIADOS DE 850°C.

Peças finas de um determinado aço podem, portanto, ser temperadas completamente em um dado meio, Figura III-11, desde que a curva representativa do resfriamento de seu centro passe à esquerda da curva em S do material.

As peças médias podem, também, ser temperadas - completamente, mas pode acontecer de ter a superfície temperada e o centro não, Figura III-12.

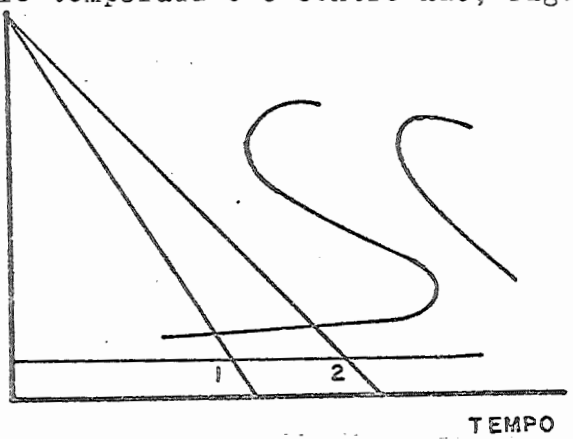
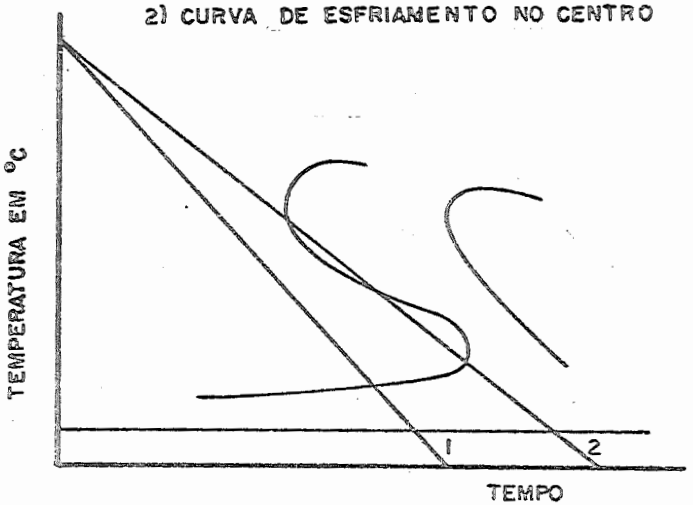


FIG.-III-11

SOBREPOSIÇÃO DE UMA CURVA DE ESFRIAMENTO CONTÍNUO A UMA CURVA EM "S" DE UMA PEÇA. 1) CURVA DE ESFRIAMENTO SUPERFICIAL 2) CURVA DE ESFRIAMENTO NO CENTRO



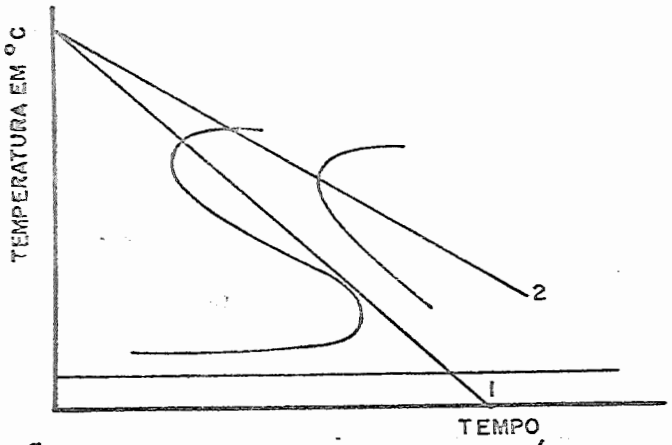
SOBREPOSIÇÃO DE UMA CURVA DE ESFRIAMENTO CONTÍNUO À UMA CURVA EM "S" DE UMA PEÇA.

1- CURVA DE ESFRIAMENTO SUPERFICIAL

2- CURVA DE ESFRIAMENTO NO CENTRO

FIG.-III-12

As peças grossas podem temperar na superfície, ficando com a parte central mole, ou, então, não temperar absolutamente - Figura III-13.



SOBREPOSIÇÃO DE UMA CURVA DE ESFRIAMENTO CONTÍNUO DE UMA PEÇA À UMA CURVA EM "S"

FIG.-III-13

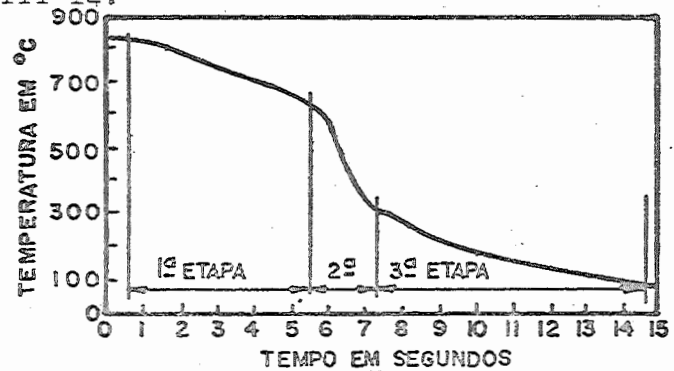
b) meio de têmpera

A velocidade de esfriamento está, também, intimamente ligada a um segundo fator que é o meio de - têmpera, isto é, o meio onde é imerso o material para resfriar.

O resfriamento da peça em um líquido ocorre em três estágios: no primeiro, há formação de grande - quantidade de vapor, que envolve a peça, a perda de calor se processando, então, através dêsse envoltório por condução e radiação.

A velocidade de esfriamento nêsse estágio, é pequena, Figura III-14.

FIG.-III-14



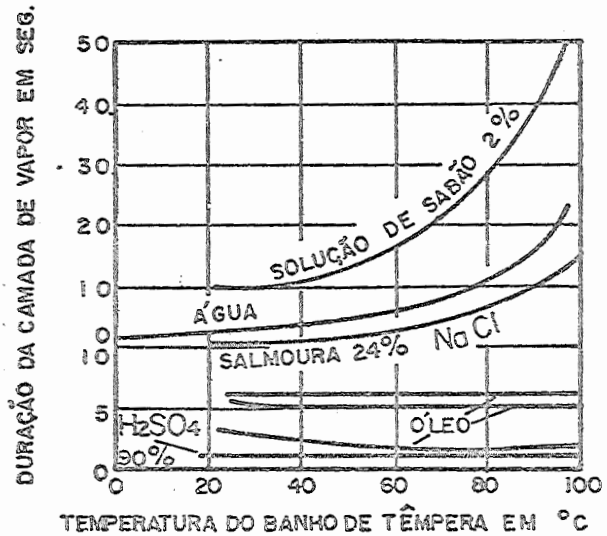
CURVA DE ESFRIAMENTO DE UMA BARRA CILÍNDRICA DE PEQUENO DIÂMETRO TEMPERADA EM ÁGUA A 76°C

No segundo estágio, estando já a peça mais fria, diminui a formação de vapor. Êste se desprende da peça, permitindo que outras quantidades de líquido entrem em contato com a peça, vaporizando. O esfriamento, nêste segundo estágio, é rápido, causado pela vaporização.

O terceiro estágio ocorre quando não há mais formação de vapor e, a diferença de temperatura entre o meio e a peça é menor. O resfriamento ocorre por condução e convecção, e é menos rápido que o anterior.

O melhor líquido para têmpera seria o que tivesse o primeiro estágio mais curto, produzindo um rápido resfriamento no segundo, e lento no terceiro.

O gráfico da Figura III-15, nos mostra que o óleo é mais efetivo na têmpera, no primeiro estágio;- mas a água sendo mais efetiva no segundo,no conjunto dos dois estágios dá um resfriamento mais rápido.

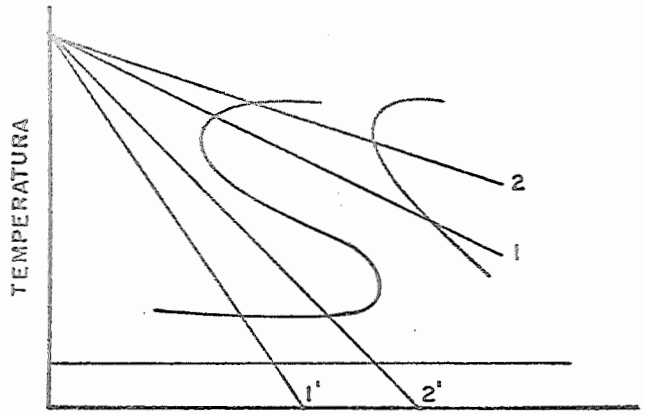


TEMPO DE DURAÇÃO DE CAMADAS DE VAPOR NA TÊMPERA

FIG.-III- 15

Uma determinada peça pode não tomar têmpera esfriada em óleo e ficar temperada se fôr esfriada em água - Figura III-16.

As propriedades dos líquidos que influem na têmpera são: temperatura inicial do banho, temperatura



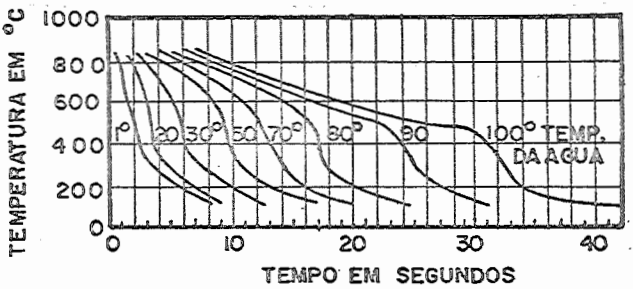
1-2) CURVAS DE ESFRIAMENTO EM ÓLEO, NA SUPERFÍCIE E NO CENTRO

1'-2') IDEM EM ÁGUA

FIG.-III-16

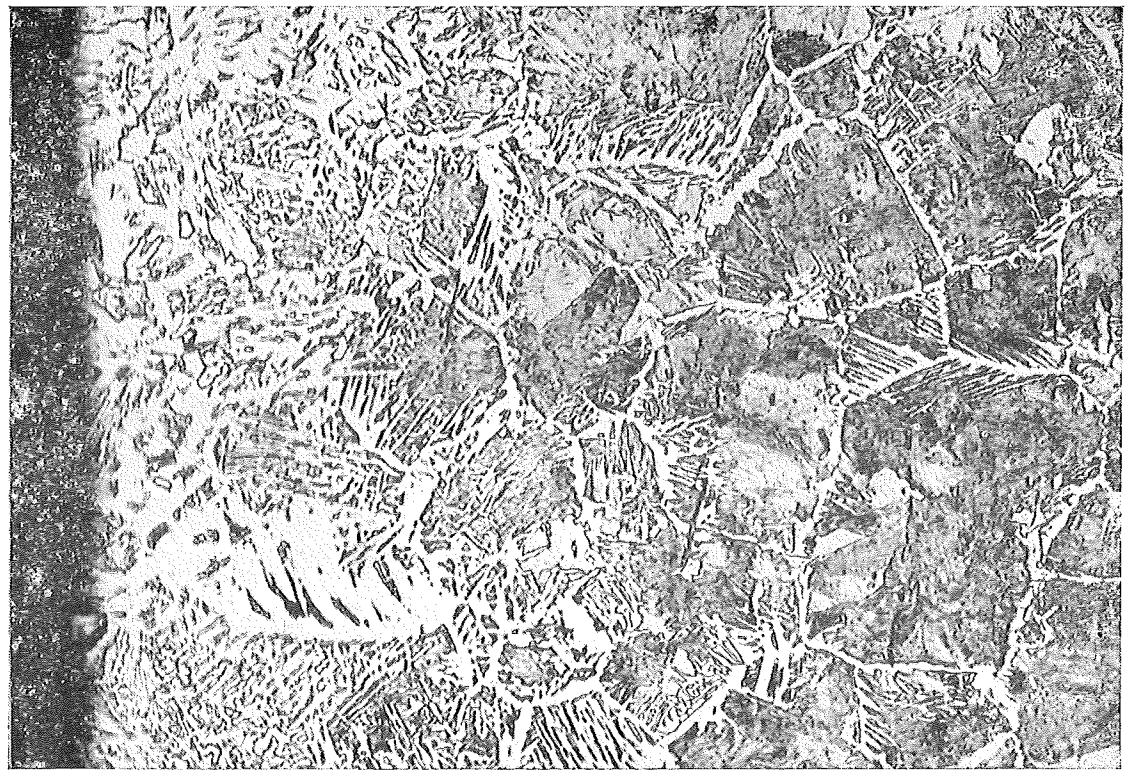
de ebulição, calor específico, condutividade calorífica, viscosidade. Além dessas propriedades, devem ser consideradas, a massa do banho e seu grau de agitação.

A temperatura do banho influe, pois, em geral, quanto mais elevada fôr, menos ràpidamente extrai calor da peça, como pode ser visto pela Figura III-17, que dá as velocidades de esfriamento nos centros de barras de aço de 25 mm de diâmetro, quando esfriadas em água a diferentes temperaturas.



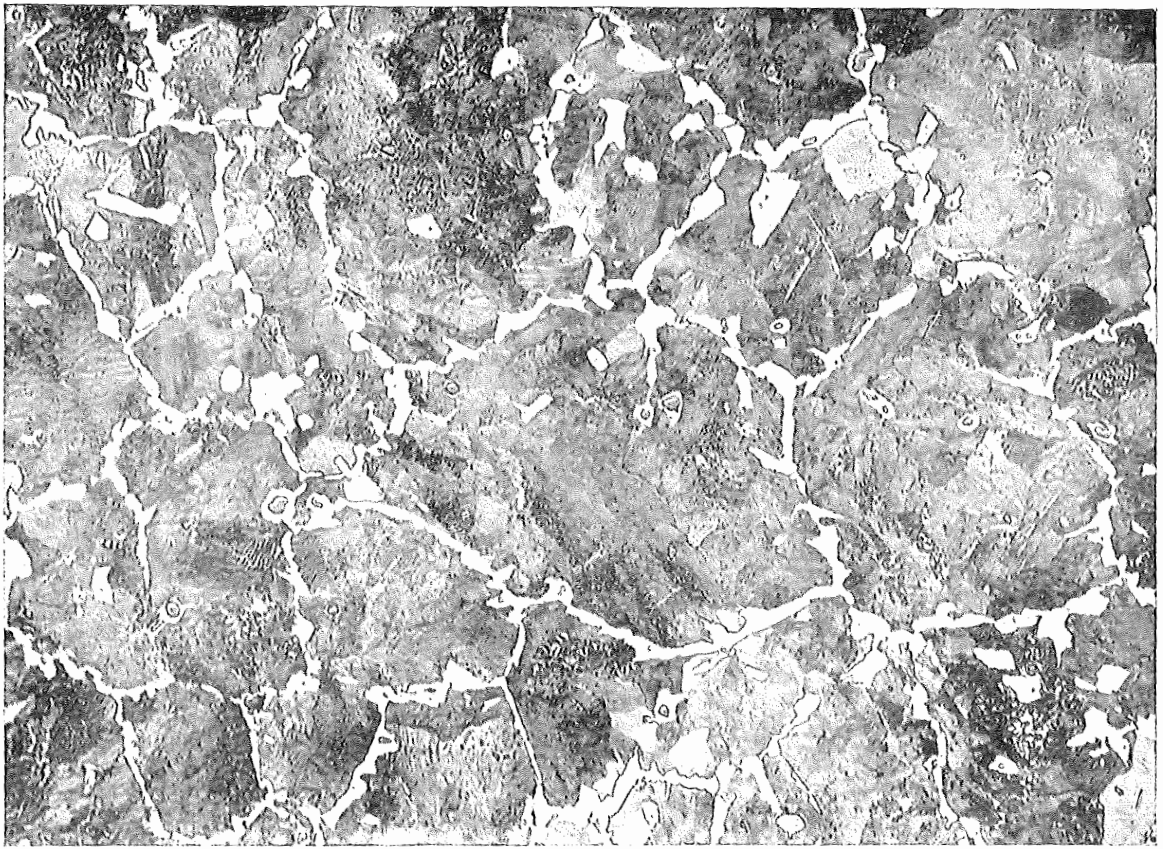
CURVAS DE ESFRIAMENTO DO CENTRO DE VARIOS CILINDROS DE 25mm DE DIÂMETRO, TEMPERADOS EM AGUA A DIVERSOS TEMP.

FIG.-III-17

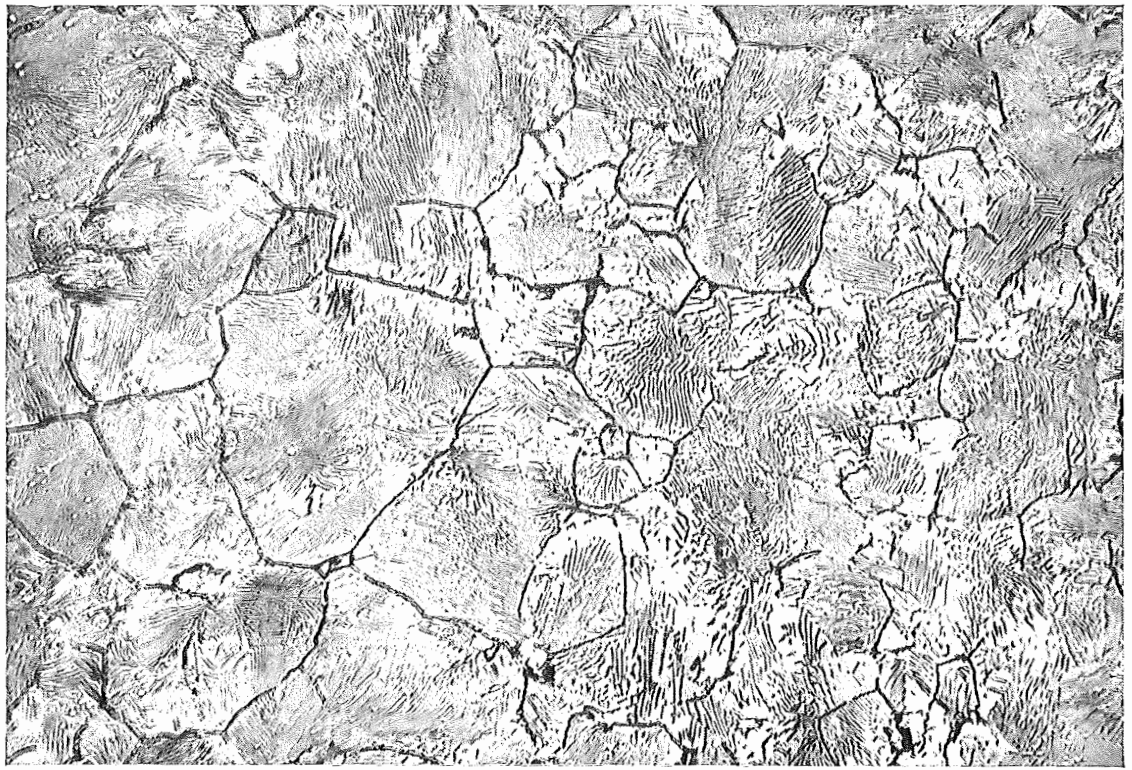


Ferrita e perlita — aço super aquecido, normalizado — Beirada descarbonetada — ataque — reativo de ácido nítrico. 200 X.

Plancha III



Ferrita e perlita — aço hipoeutetóide — ataque — reativo de ácido nítrico — 200 X.



Perlita e cementita — aço hipereutetóide — ataque — reativo de picrato de sódio. 200 X.

Plancha V

No caso de emprêgo de óleos muito viscosos, um pequeno aquecimento pode levar a um efeito contrário.

Quanto mais elevada a temperatura de ebulição do líquido, melhor êle é como meio de têmpera, pois que o segundo estágio ocorre mais cedo.

O calor específico mais elevado também melhora esta propriedade, pois absorve mais calor, com um mesmo volume, para atingir a mesma temperatura. O segundo estágio também é melhorado.

Condutividade calorífica baixa, melhora as propriedades do líquido para têmpera, dando um terceiro estágio mais longo.

Quanto mais baixa a viscosidade melhor, pois há melhoria durante o segundo estágio de esfriamento.

INFLUÊNCIA DO MEIO NA VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO

Para medir a influência do meio na velocidade de esfriamento de uma peça, podem ser medidas essas velocidades, em diversos pontos da mesma a uma determinada temperatura.

French estabeleceu a fórmula:

$$V = \left(\frac{S}{W}\right)^{n} \times C_2$$

onde:

V = velocidade de esfriamento no centro de uma peça em °C/seg, a 720°C.

S = superfície da peça em polegadas quadradas.

W = volume da peça em polegadas cúbicas.

n e C_2 = constantes que dependem do meio de têmpera e forma da peça.

Essa fórmula permite estudar a influência do - meio de têmpera, determinando a velocidade de esfriamento no centro de peças.

A Tabela III-1, dá os valores de n e C2 para alguns meios de têmpera.

Essa fórmula e essa tabela permitem sòmente avaliar as velocidades. Variando as condições da experiência, - temperatura de austenitização, agitação do banho, e forma da peça, - os valores serão diferen—

TABELA III-1

CONSTANTES PARA CADA MEIO DE TÊMPERA PARA USO NA FÓRMULA DE FRENCH, EM TÊMPERA DE 875°C.

Meio de têmpera e forma	Valor das constantes n	C_2
5% NaOH, cilindros	1.84	3.86
Água		
Esferas	1.75	3.89
Cilindros	1.75	3.91
Chapas	1.75	4.03
Média		3.94
Óleo nº 2		
Esferas	1.40	3.22
Cilindros	1.40	3.03
Média .		3.12
Ar parado, cilindros	1.15	0.31

tes.

A influência do meio na velocidade de resfriamento pode ser dada, também, pela severidade de têmpera, - que é proporcional à capacidade do banho em extrair calor da peça.

A Tabela III-2, mostra os valores da severidade de têmpera, denominada "H" para alguns meios.

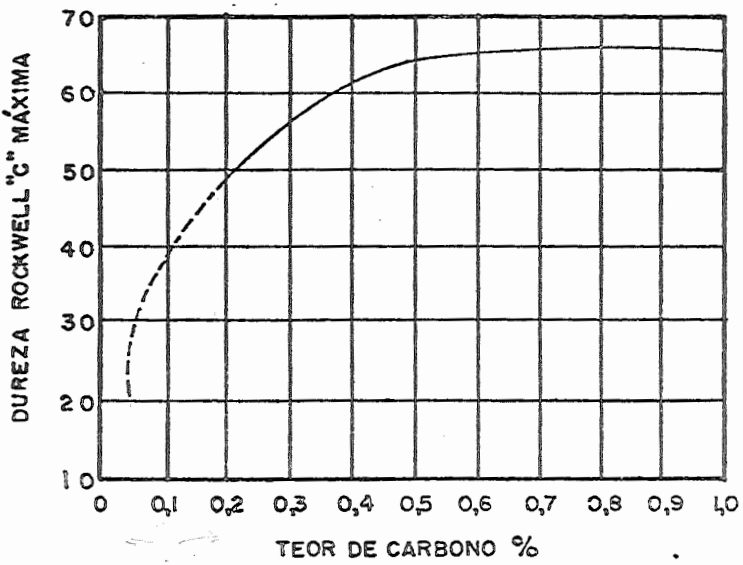
Meio	Sem agitação	Agitação branda	Agitação moderada	Agitação forte	Agitação violenta
Ar	0,02	-	-	-	-
Oleo	0,25-0,30	0,30-0,35	0,35-0,40	0,50-0,80	0,80-1,10
Água	0 90-1,00	1,00-1,10	1,20-1,30	1,60-2,00	4,0
Salmoura	2,00	2,00-2,20	-	-	5,0
Ideal	∞				

TABELA III-2
SEVERIDADE DE TÊMPERA "H"

Êstes valores são afetados pela composição e - viscosidade do meio, intensidade de agitação e estado superficial da peça. Servem, então, como referência para avaliação, mas deve ser determinado em cada caso, quando precisão maior é desejada (1).

TEMPERABILIDADE OU ENDURECIBILIDADE

A dureza máxima obtida pela têmpera é influenciada sòmente pelo teor de carbono como pode ser visto na Figura III-18.



DUREZA MÁXIMA OBTIDA EM AÇOS— FUNÇÃO SÒMENTE DO TEOR DE CARBONO

FIG.-III-18

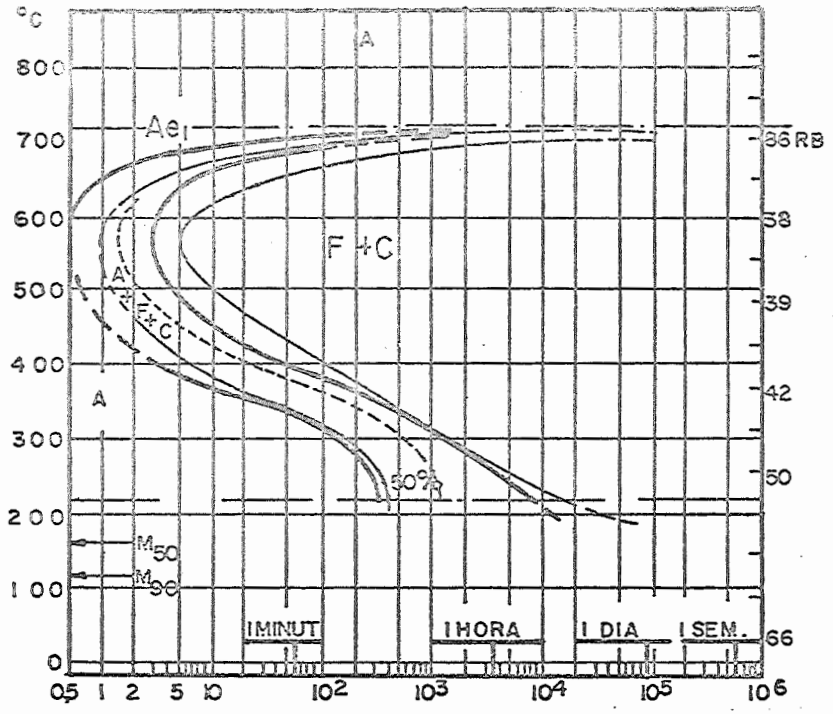
Como já foi explicado, os elementos de liga tornam o aço mais fàcilmente temperável, atrasando o início da transformação austenita-perlita, (afastamento da curva em S para a direita) assim como, torna - mais lenta a sua velocidade de transformação, (2) no entanto, não influem na dureza máxima.

O teor de carbono tem, também, influência no deslocamento da curva. Quanto mais alto o seu teor, mais

(1) Um método de determinação da severidade de têmpera, será estudado, pela aplicação do ensaio de Jominy.

(2) Outros fatores que influem na curva em S são o tamanho de grão e as impurezas, como também já foi explicado.

mais fácil é temperar o aço. Isto também é verdade, para os aços hipereutetóides, desde que a temperatura atingida, no aquecimento, seja superior à curva Acm do diagrama de equilíbrio, isto é, os carbonetos sejam completamente dissolvidos na austenita, Figura III-19.



C = 0,87 Mn = 0,30 V = 0,27

FIG.-III-19

Uma peça feita com um determinado aço e que não toma têmpera, mesmo quando resfriada em um meio de alta severidade de têmpera, pode ser refeita com outro aço, e temperar fàcilmente ao ar, por exemplo.

Êstes aços têm, então, mais alta temperabilidade ou endurecibilidade por têmpera, têrmo que pode ser definido como a suscetibilidade de um aço a desenvolver uma estrutura martensítica. A temperabilidade é medida pela profundidade de têmpera.

A Figura III-20, mostra a variação da dureza ao longo do diâmetro de diferentes barras de alguns ti-

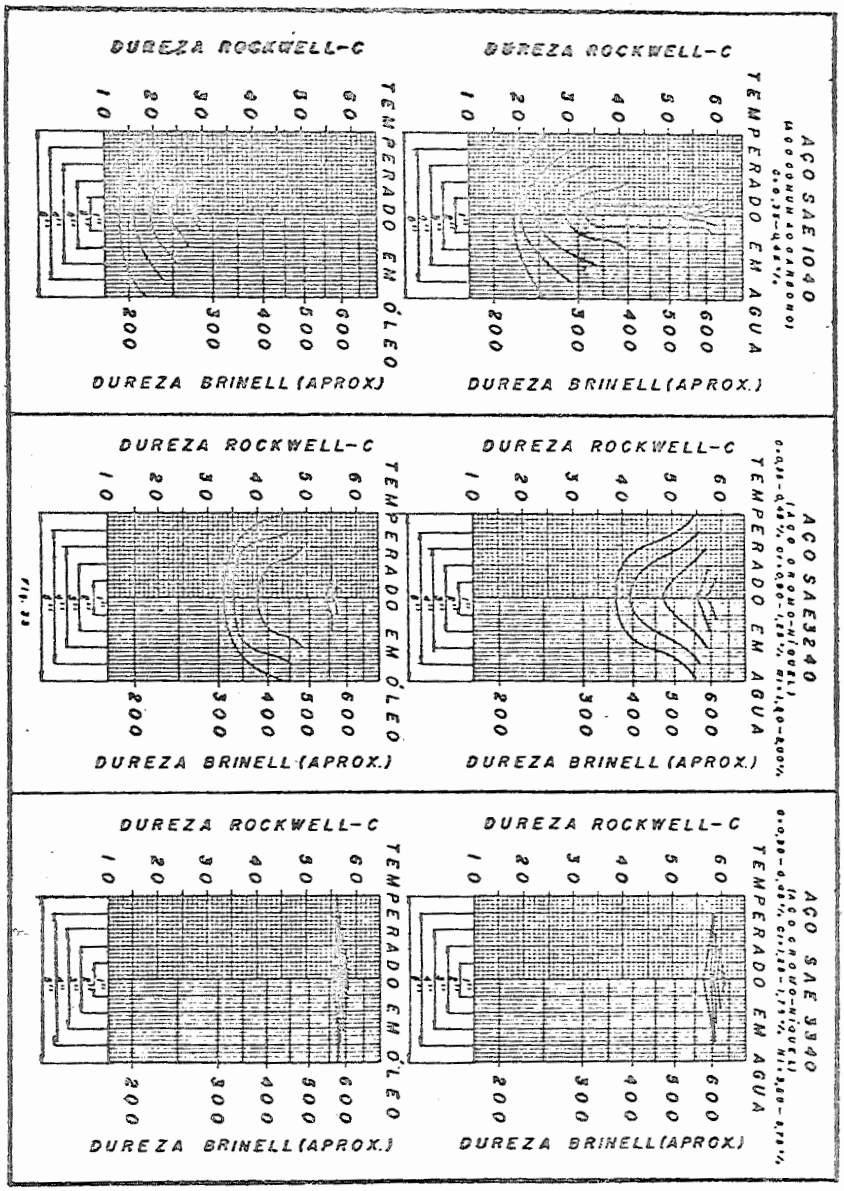
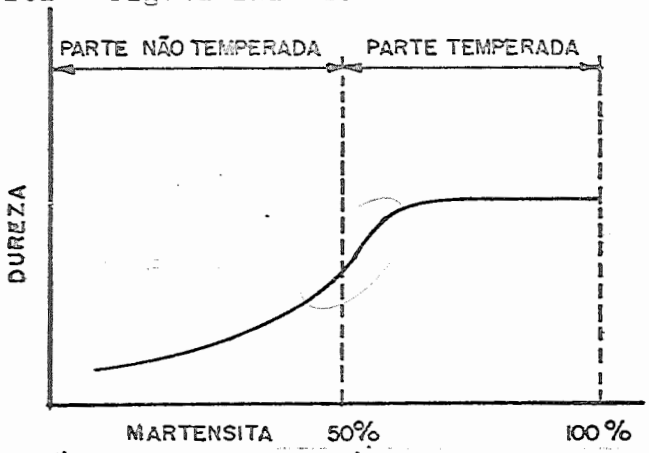


Fig. III-20. Curvas em U de diversos aços

pos de aços, quando temperados em água e óleo.

Em uma peça que tempera parcialmente, o núcleo não endurecendo, a modificação de dureza é rápida na zona próxima onde é observada a presença de 50% de martensita - Figura III-21.



VARIAÇÃO DA DUREZA EM FUNÇÃO DA MARTENSITA PRESENTE

FIG- III- 21

Êste teor de martensita define a passagem da zona temperada para a não temperada, segundo alguns autores. Segundo outros investigadores, a zona temperada deve conter 100% de martensita.

Por facilidade de determinação - medida de dureza e ataque macrográfico, que delimitam bem a zona de passagem - o teor de 50% é mais utilizado.

Baseado na profundidade da zona temperada, em função do diâmetro da peça, Grossmann apresentou o seu método de medida de endurecibilidade.

Denominou de diâmetro crítico D_c o maior diâmetro de uma barra cilíndrica, que tempera completamente até o centro. Aí, portanto, encontra-se 50% de martensita. Êste diâmetro crítico vai depender das condições e do meio de têmpera.

Para afastar êsse inconveniente, foi imaginado o diâmetro crítico ideal (D_i) que corresponde ao maior diâmetro de barra temperada até o centro quando esfriada em um meio ideal de têmpera, que permite esfriar a superfície da peça da temperatura de têmpera à temperatura do banho, instantâneamente.

A severidade de têmpera dêsse banho seria infinita, e o despreendimento de calor devido sòmente à

difusão térmica do aço e do diâmetro da peça.

Êste diâmetro crítico ideal serve para comparar a endurecibilidade dos aços.

Os gráficos das Figuras III-22 e III-23, correlacionam os diâmetros críticos ideais, com diâmetros críticos em função dos diversos meios de têmpera - severidades de têmpera H - e a Figura III-24 correlaciona os diâmetros ideais aos diâmetros com os quais são obtidos teores mais elevados de que 50% de martensita nos centros das barras.

Gráficos idênticos ao da Figura III-22 podem ser traçados para determinar os diâmetros de barra que atingem as diferentes porcentagens de martensita no centro - 60-80-99% de martensita - quando temperados em meios de diferenres severidades de têmpera.

O diâmetro crítico D_c pode ser determinado de vários modos:

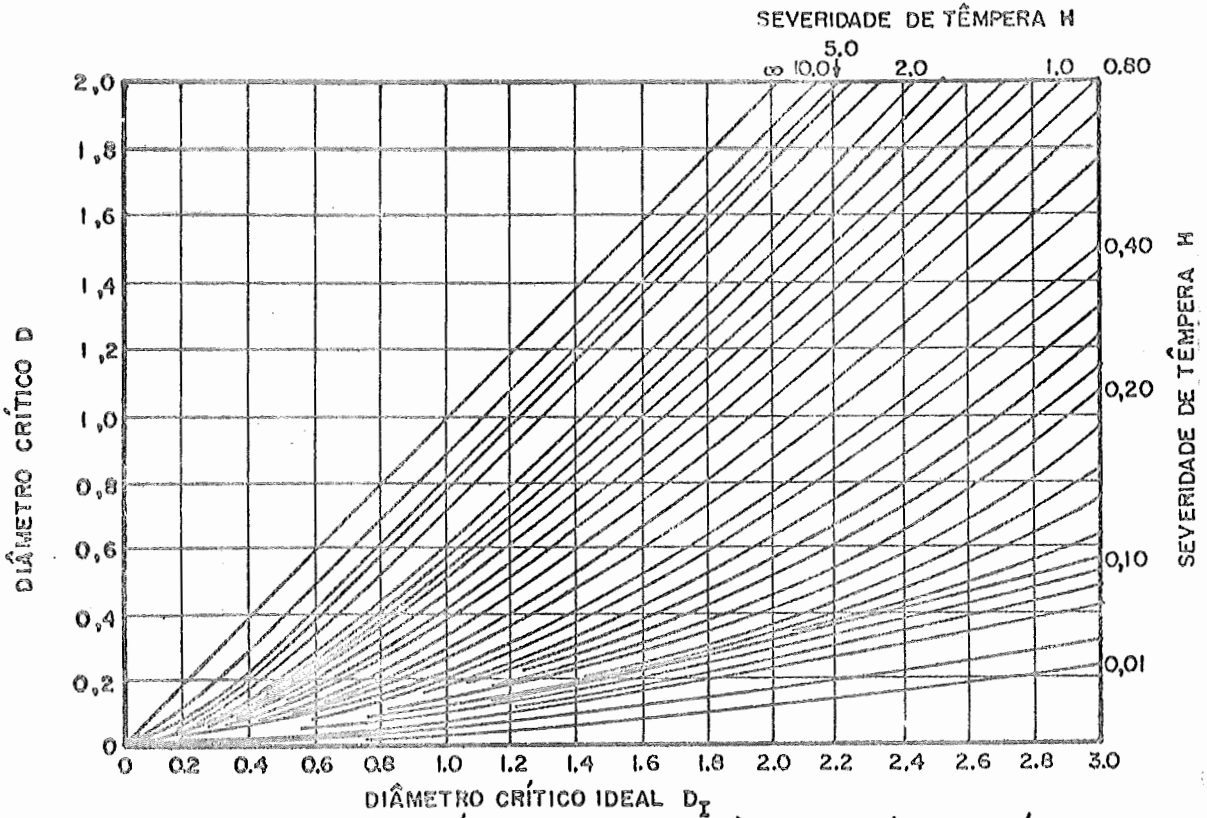
1- Temperando barras de vários diâmetros (de comprimento, pelo menos, de 5 vêzes a medida do diâmetro), e após um exame macrográfico de uma secção transversal do meio das peças, determinando qual a de maior diâmetro que não apresenta centro sem temperar. Êsse seria o diâmetro crítico aproximado.

   Uma determinação mais precisa é feita traçando uma curva, sendo marcadas em abscissas, o diâmetro D da peça, e, em ordenadas, o diâmetro D_u, do centro não endurecido por têmpera - Figura III-25. A intersecção da curva com o eixo das abscissas dá o valor do diâmetro crítico do aço.

2- Fazendo a dureza no centro das diferentes barras temperadas, e traçando a curva de dureza em função dos diâmetros - Figura III-26. Onde ocorre a variação brusca de dureza, corresponde o diâmetro crítico.

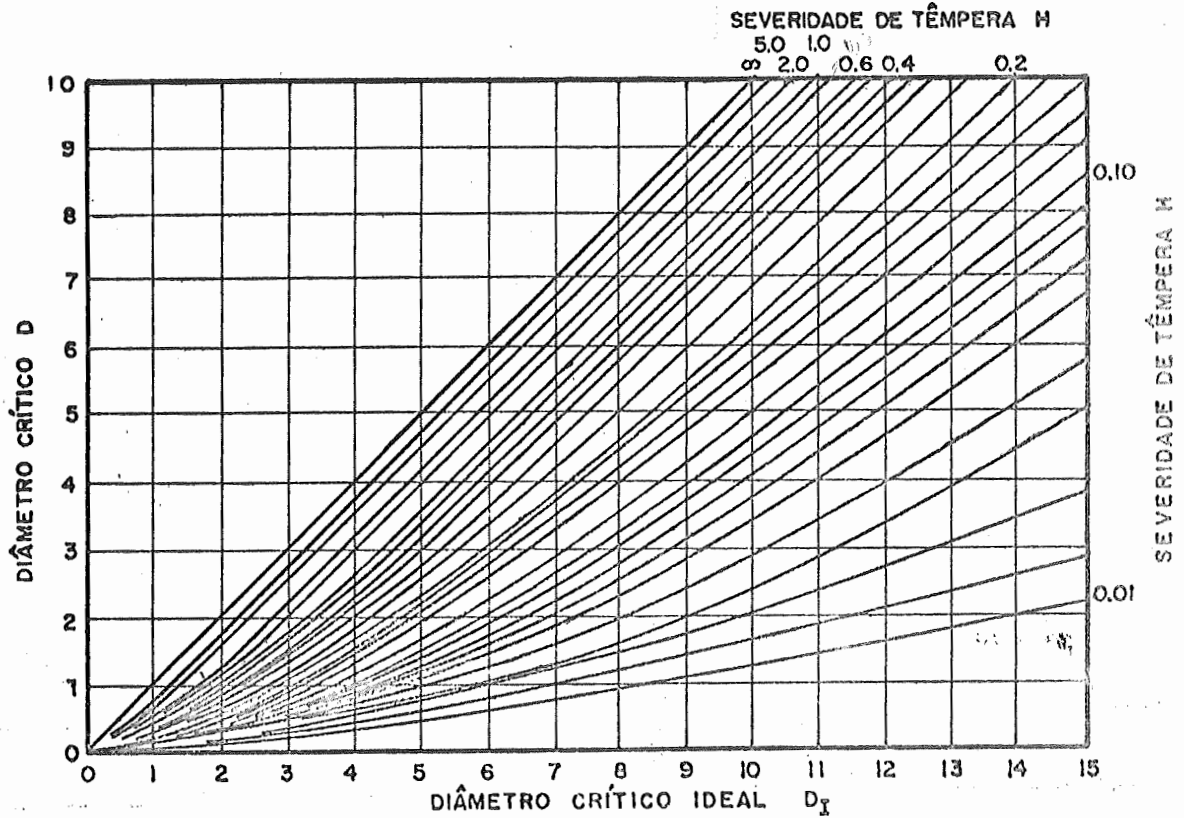
   Quando há dificuldade em determinar o ponto de variação brusca de dureza, podem ser utilizados os valores já determinados para durezas dos aços com 50% de martensita em função do teor de carbono, e baixos teores de elementos de ligas - Figura III-27.

   Valores mais consistentes são obtidos, no entanto, pela observação da estrutura.



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

FIG.-III- 22



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

FIG.-III-23

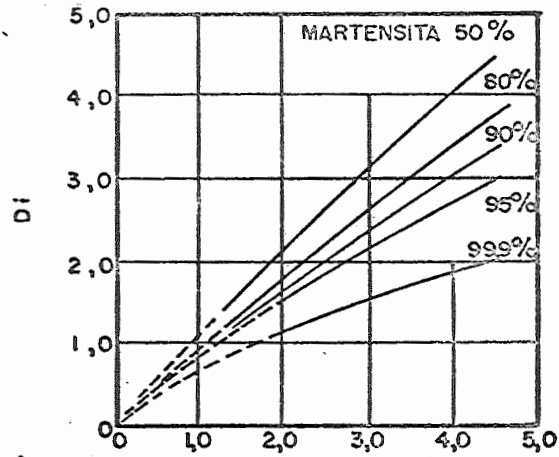
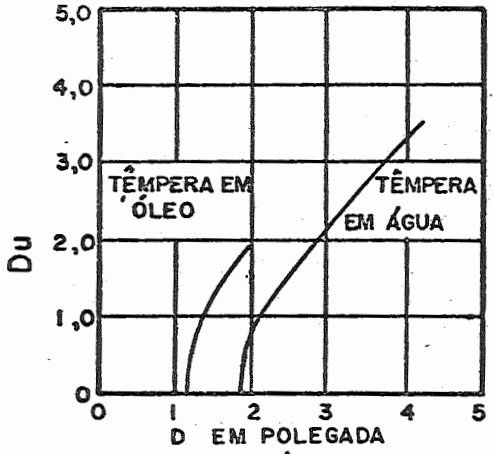


FIG.-III-24

DIÂMETRO IDEAL EM POLEGADA – 50% MARTENSITA

DIÂMETROS IDEAIS COM MAIS DE 50% DE MARTENSITA EM RELAÇÃO A Di COM 50% DE MARTENSITA.

FIG.-III-25



DETERMINAÇÃO DOS DIÂMETROS CRÍTICOS DE UM AÇO

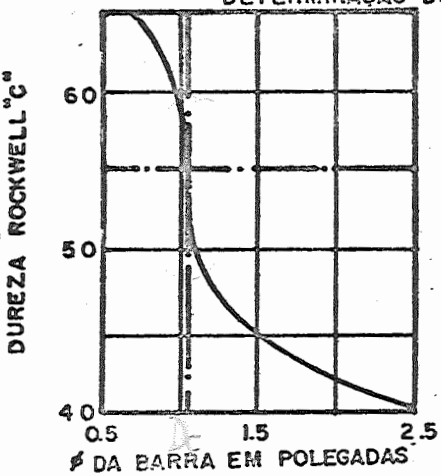
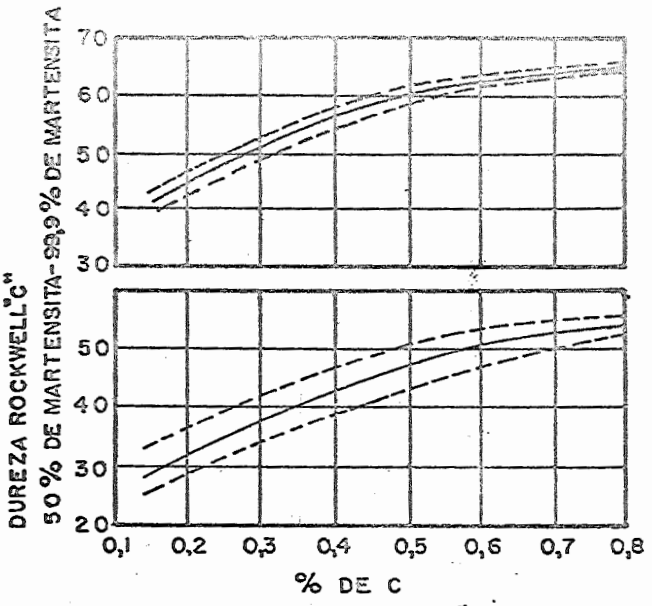


FIG.-III-26

CURVA DE DUREZAS NO CENTRO DE BARRAS DE AÇO SAE 1090 TEMP.



DUREZA DA MARTENSITA EM FUNÇÃO DO TEOR DE C

FIG.-III-27

3- Método da linha de endurecibilidade de Queneau e Mayo.

Se chamarmos de h a espessura da camada temperada, de r o raio de uma peça redonda, e de D o seu diâmetro: "A espessura da camada endurecida por têmpera é aquela na qual ocorre a velocidade crítica de têmpera, e a relação h/r é, inversamente, proporcional ao quadrado do diâmetro da peça, dado em polegadas", segundo os autores do método.

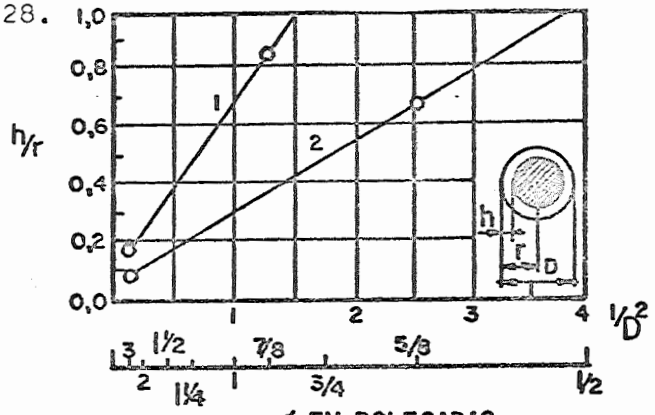
Temos:

$$\frac{h}{r} = \frac{1}{D^2}$$

que representa uma reta, que foi denominada "linha de endurecibilidade".

Para determinar o diâmetro crítico por êste método, basta que sejam temperadas duas peças, - cujos diâmetros sejam maiores que o diâmetro crítico esperado - em condições bem especificadas, medir o valor de h, após o corte das peças (êsse valor pode ser obtido por meios macrográficos ou de ensaios de dureza, como citado para os métodos an

teriores) - e traçar a reta, tomando como abscissas os valores $1/D^2$ e, como ordenadas os valores de h/r- Figura III-28.



	C	Mn	P	S	Si	Tam. grão
1-	0,41	0,82	0,028	0,032	0,23	5 1/2
2-	0,41	0,81	0,015	0,028	0,15	7 1/2

DETERMINAÇÃO DO ø CRÍTICO PELO MÉTODO DA RETA DE QUENEAU E MAYO

FIG.- III-28

Extrapolando os valores encontrados para h/r = 1, é obtido o valor do diâmetro crítico.

CÁLCULO DE ENDURECIBILIDADE

A endurecibilidade dos aços pode, também, ser avaliada, ou um aço pode ser preparado com certa endurecibilidade, em função de sua composição química.

Vários autores estudaram o assunto propondo diversos valores para a ação dos diferentes elementos adicionados.

Os valores, geralmente, mais adotados são os devidos a Grossmann. São fatôres multiplicativos que entram na fórmula:

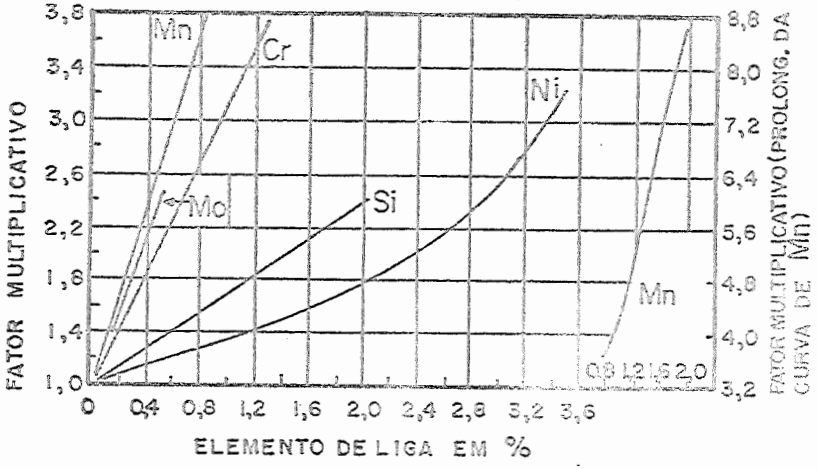
$$D_I = D_{IC} \times A\%\ Mn \times B\%\ Si \times C\%\ Ni \times D\%\ Cr \ .....$$

onde:

D_I = diâmetro crítico ideal do aço.

D_{IC} = diâmetro crítico para um aço de igual porcentagem de carbono e mesmo tamanho de grão.

A, B, C, etc. = fatôres multiplicativos para os diferentes elementos, cujos valores são dados na Figura III-29.



FATORES MULTIPLICATIVOS DE ALGUNS ELEMENTOS

FIG.-III-29

Os valores de D_{IC} são dados no gráfico da Figura III-30, em função do teor de carbono e do tamanho de grão do material.

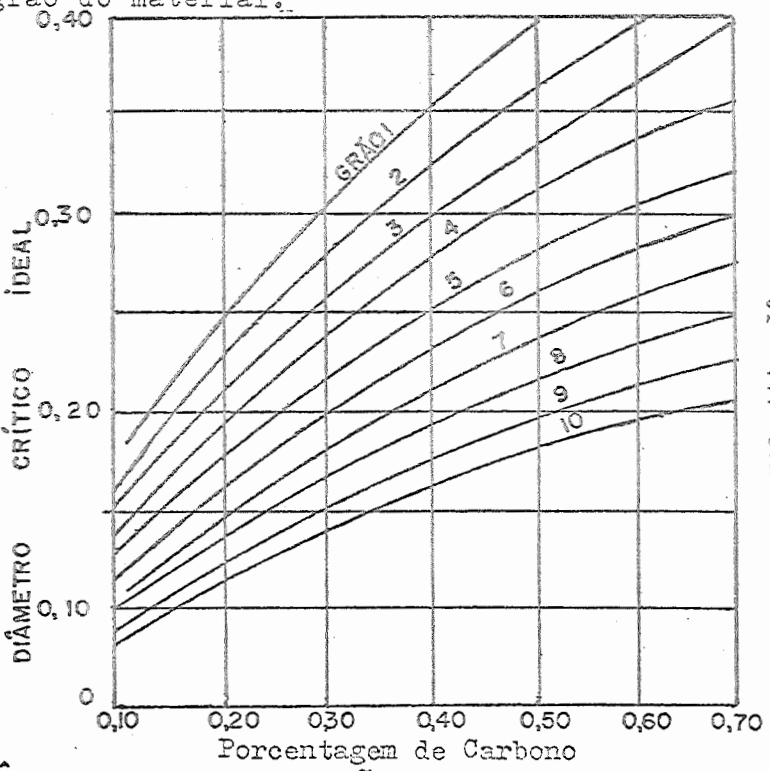


FIG. III - 30

A Tabela III-3 dá, com maior aproximação, os valores dos produtos das porcentagens dos elementos pelos fatôres multiplicativos e também os valores de D_{IC}; baseados nêsses valores foram construídos, também, calculadores.

Por êsses dados observa-se a importância do tamanho do grão na endurecibilidade dos aços.

Os resultados obtidos por cálculo de endurecibilidade, apresentam sempre alguma diferença para com os valores reais. Devem ser usados, então, com critério, sòmente para avaliação.

ENSAIO DE TEMPERABILIDADE DE JOMINY

Consiste em temperar pela base, por meio de um jato de água, em um dispositivo apropriado, um corpo de prova, de forma padrão, cilíndrico, Figura III-31.

Depois de temperado, o corpo é aplainado ao longo de duas geratrizes opostas, em uma profundidade de 0,4 mm e numa das faces assim obtidas, são feitas impressões de dureza, a partir da extremidade temperada, em intervalos de 1/16".

Por êsse processo são conseguidas velocidades - variáveis de esfriamento, diminuindo a partir da base, o que pode ser interpretado como se o corpo de prova fôsse temperado em cada ponto em meios de diferentes severidades de têmpera.

As velocidades de esfriamentos foram medidas a 705°C, sendo encontrados valores desde 215°C por segundo a 1/16" da extremidade temperada, até 2,5°C - por segundo a 2 1/2" dessa mesma base. A 500°C, essa velocidade varia de 215°C a 1,5°C por segundo, quando a amostra é aquecida a 926°C, variando um pouco - para aquecimentos mais baixos (770°C).

Os valores de durezas obtidos ao longo da amostra são transcritos em um gráfico, e formam então, a curva de temperabilidade, marcando a variação de dureza, a partir da base temperada.

Uma variação brusca da curva a distâncias próximas da extremidade temperada, indica um aço de baixa temperabilidade; o contrário, indica alta temperabilidade do aço - Figuras III-32 e III-33.

Êste ensaio, para ter algum valor, deve ser realizado segundo normas bem especificadas, e já estudadas pela S.A.E. e A.B.N.T.

TABELA III-3

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

% elemento	DIC 5	6	7	8	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Rc 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	D_{IC} 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	0,2589	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

D_{IC}

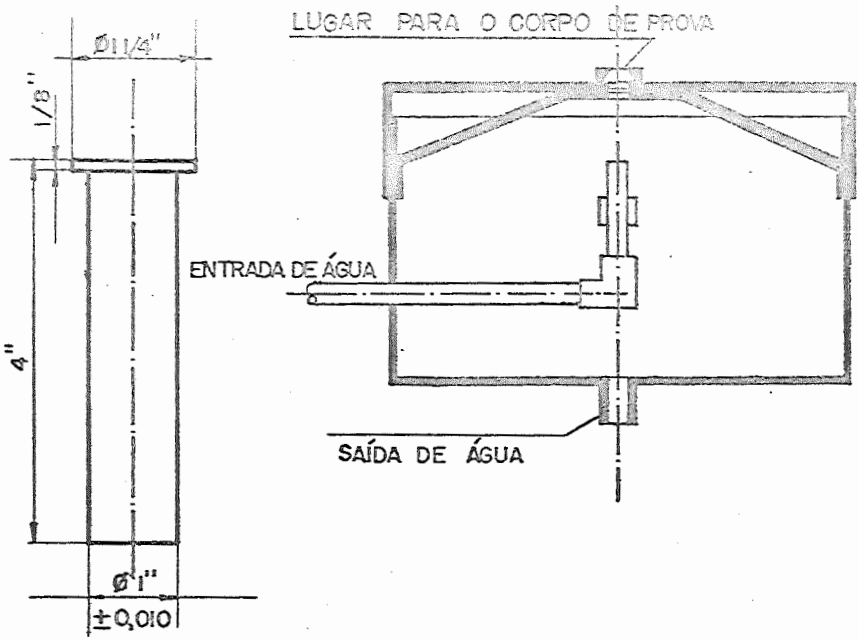
% elemento	5	6	7	8	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Fe 1/16"
0,66	0,324	0,297	0,275	0,253	3,200	1,462	1,241	2,4256		65,0
0,67	0,326	0,299	0,277	0,255	3,233	1,469	1,244	2,4472		65,0
0,68	0,329	0,301	0,279	0,257	3,267	1,476	1,248	2,4688		65,0
0,69	0,331	0,303	0,281	0,259	3,300	1,483	1,252	2,4904		65,0
0,70	0,334	0,306	0,283	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

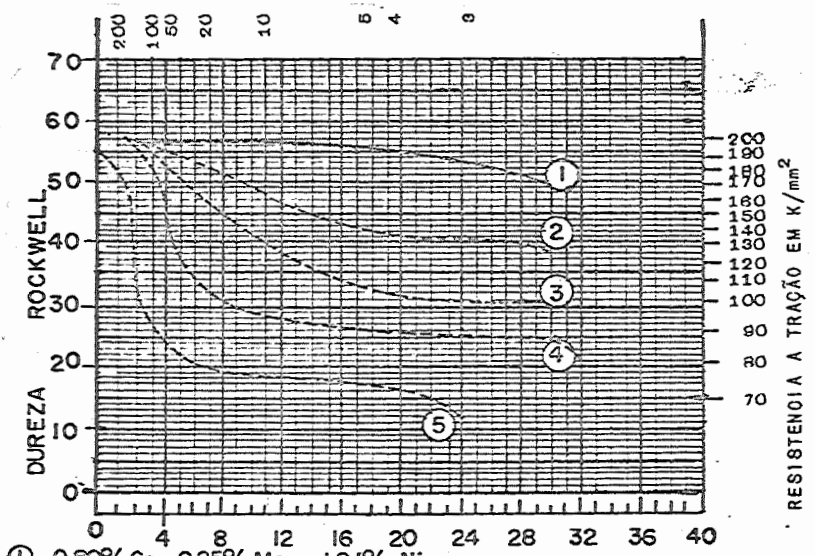
% elemento	Mn	Si	Ni	Cr
1,71	7,601	2,197	1,644	4,6936
1,72	7,652	2,204	1,648	4,7152
1,73	7,703	2,211	1,652	4,7368
1,74	7,754	2,218	1,656	4,7944
1,75	7,805	2,225	1,660	7,4800
1,76	7,856	2,232	1,664	
1,77	7,907	2,239	1,668	
1,78	7,958	2,246	1,672	
1,79	8,009	2,253	1,676	
1,80	8,060	2,260	1,680	
1,81	8,111	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	2,46	2,050	2,83	2,3624	3,21	2,815	3,58	-
2,09	1,8249	2,47	2,057	2,84	2,3732	3,22	2,830	3,59	-
2,10	1,830	2,48	2,064	2,85	2,3840	3,23	2,845	3,60	-
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	2,51	2,0857	2,88	2,4164	3,26	2,890	3,63	-
2,14	1,8506	2,52	2,0934	2,89	2,4272	3,27	2,905	3,64	-
2,15	1,8558	2,53	2,1011	2,90	2,4380	3,28	2,920	3,65	-
2,16	1,8610	2,54	2,1088	2,91	2,4487	3,29	2,935	3,66	-
2,17	1,8662	2,55	2,1165	2,92	2,4594	3,30	2,950	3,67	-
2,18	1,8714	2,56	2,1242	2,93	2,4701	3,31	2,965	3,68	-
2,19	1,8766	2,57	2,1319	2,94	2,4808	3,32	2,980	3,69	-
2,20	1,8820	2,58	2,1396	2,95	2,4915	3,33	2,995	3,70	-
2,21	1,888	2,59	2,1473	2,96	2,5022	3,34	3,010	3,71	-
2,22	1,894	2,60	2,1550	2,97	2,5129	3,35	3,025	3,72	-
2,23	1,900	2,61	2,1635	2,98	2,5236	3,36	3,040	3,73	-
2,24	1,906	2,62	2,1720	2,99	2,5343	3,37	3,055	3,74	-
2,25	1,912	2,63	2,1805	3,00	2,5450	3,38	3,070	3,75	-
2,26	1,918	2,64	2,1890	3,01	2,5575	3,39	3,085	3,76	-
2,27	1,924	2,65	2,1975	3,02	2,5700	3,40	3,10	3,77	-
2,28	1,930	2,66	2,2060	3,03	2,5825	3,41	3,116	3,78	-
2,29	1,936	2,67	2,2145	3,04	2,5950	3,42	3,132	3,79	-
2,30	1,942	2,68	2,2230	3,05	2,6075	3,43	3,148	3,80	-
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	2,71	2,249	3,08	2,6450	3,46	3,196	3,83	-
2,34	1,9684	2,72	2,258	3,09	2,5575	3,47	3,222	2,84	-
2,35	1,9750	2,73	2,267	3,10	2,67	3,48	3,228	2,85	-
2,36	1,9816	2,74	2,276	3,11	2,696	3,49	3,244	2,86	-
2,37	1,9882	2,75	2,285	3,12	2,709	3,50	3,26		
2,38	1,9948			3,13	2,722				



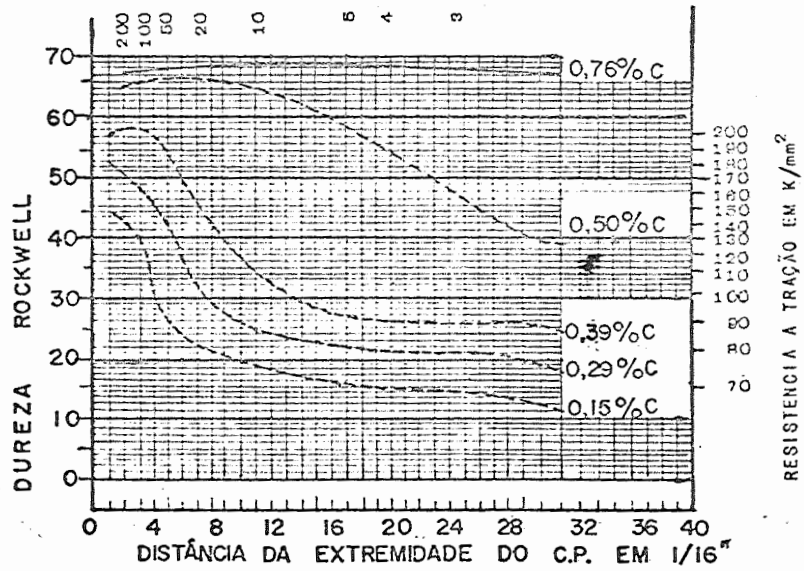
CORPO DE PROVA E DISPOSITIVO PARA ENSAIO DE JOMINY

FIG. III — 31



CURVAS DE JOMINY PARA AÇOS COM 0,4%C E DIFERENTES ELEMENTOS DA LIGA

FIG. III — 32



CURVAS DE JOMINY PARA AÇOS COM DIFERENTES TEORES DE C E 0,5% Mn — 1,75 NI e 0,25% Mo

FIG. III — 33

No final desta obra é encontrada a norma recomendada, segundo a S.A.E.

APLICAÇÃO DO ENSAIO

a) Avaliação de dureza de barras

Deve ser suposto, e foi provado, em alguns casos, por Jominy, que idênticas velocidades de esfriamento a temperatura de, aproximadamente 700°C, na amostra do ensaio, e em diferentes partes de uma barra qualquer do mesmo material, devem dar durezas idênticas. Existem algumas discrepâncias entre o suposto e o que realmente ocorre pois não são idênticos em todos os momentos os processos de esfriamento na amostra de ensaio e nas barras.

Segundo outros autores, Grosmann, Asimow e Urban, durezas idênticas são obtidas quando os tempos em que o material leva para esfriar da temperatura - de têmpera à temperatura média entre esta e a temperatura do banho, - denominado tempo de meia temperatura - são idênticos. Esta suposição também foge um

pouco à realidade.

Baseada em considerações dêsse gênero é que foi construída a Tabela III-4, que mostra a correspondência dos diâmetros de barras temperadas em vários meios, que apresentam uma dada dureza central, com as distâncias das extremidades de corpos de prova de Jominy, que apresentam a mesma dureza.

Assim exemplificando: com um determinado aço, que apresenta uma dureza X à distância de 13/16" no ensaio, pode ser obtida a mesma dureza X no centro de barras de 1.9-2.4-3.2-3.4 e 3.5 polegadas de diâmetro, se forem temperadas, respectivamente, nos seguintes meios : óleo sem agitação - óleo agitado - água sem agitação - água agitada e salmoura sem agitação.

Se a dureza desejada é na superfície ou na metade do raio, etc., pode ser aplicado o gráfico da Figura III-34, para a água e o óleo, ambos sem agitação.

Êstes e outros dados importantes podem ser obtidos, também, a partir das curvas traçadas por Lamont relacionando as distâncias medidas no ensaio de Jominy a diâmetros de barras para diferentes severidades de têmpera, a diferentes profundidades de têmpera, estas dadas como uma fração do raio da barra em estudo.

Essas curvas são dadas nas Figuras III-35 a III-45.

b) Diâmetro crítico ideal

Por intermédio da Tabela III-4 e da Figura III-27, pode ser avaliado, também, com o diâmetro crítico ideal de um aço.

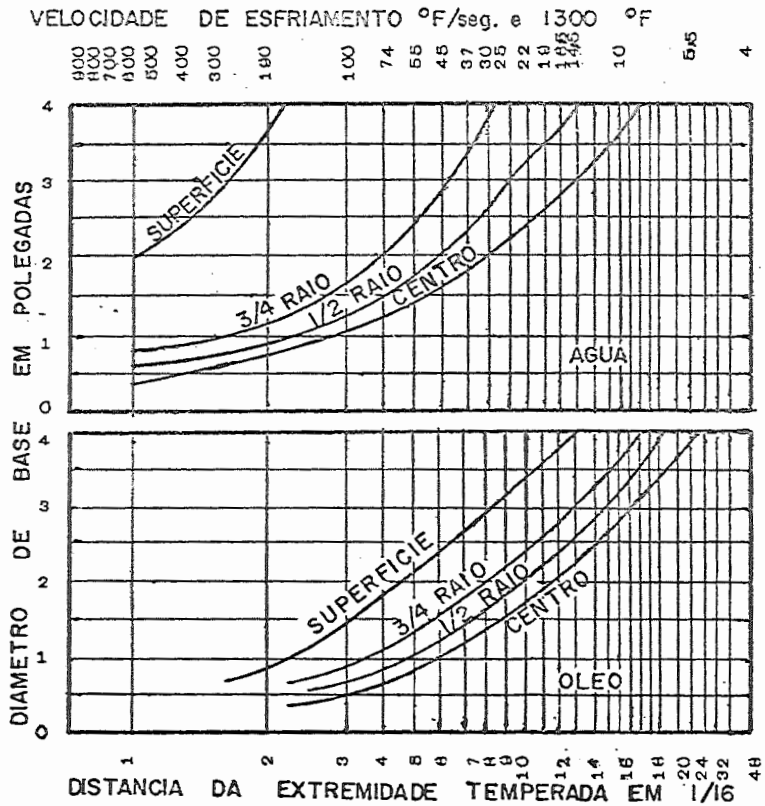
A figura citada dá a dureza para aços com determinado teor de carbono, quando apresentam 50% de martensita. O diâmetro crítico ideal pode ser lido na última coluna da tabela, que corresponde a distâncias do ensaio de Jominy que apresentam essa dureza.

Os dados obtidos na Figura III-27, podem ser substituídos, dando maior precisão, por uma observação metalográfica do corpo de prova de Jominy, para determinação do ponto onde ocorre 50% de martensita, e a Tabela III-4 pelo gráfico da Figura III-35.

TABELA III-4

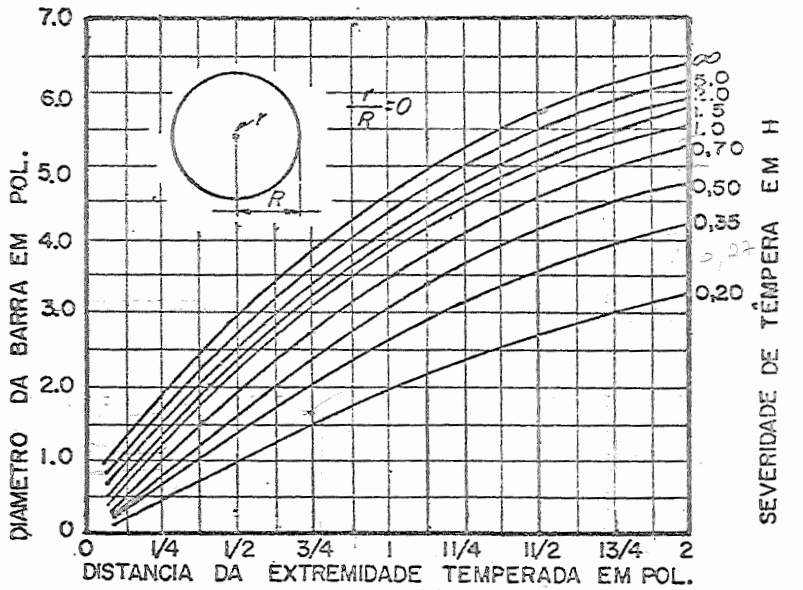
CORRESPONDÊNCIA ENTRE O DIÂMETRO DE BARRAS TEMPERADAS EM VÁRIOS MEIOS E A DISTÂNCIA DA EXTREMIDADE DO CORPO DE PROVA JOMINY PARA UMA MESMA DUREZA.

Distância da extremidade do corpo de prova Jominy - em polegadas		Diâmetro em polegadas da barra equivalente-temperada. Óleo sem agitação H = 0,25	Óleo agitado H = 0,45	Água sem agitação H = 1,0	Água agitada H = 1.5	Salmoura sem agitação H = 2.0	Têmpera ideal H = ∞
1/16		0,1	0.15	0.3	0.35	0.4	0.7
2/16	1/8	0.2	0.3	0.5	0.65	0.75	1.15
3/16		0.35	0.55	0.85	1.0	1.25	1.6
4/16	1/4	0.5	0.80	1.15	1.3	1.5	1.9
5/16		0.6	0.95	1.4	1.6	1.75	2.2
6/16	3/8	0,8	1.2	1.6	1.8	2.0	2.4
7/16		1.0	1.4	1.8	2.0	2.3	2.7
8/16	1/2	1.1	1.5	2.1	2.3	2.5	2.9
9/16		1.3	1.7	2.3	2.5	2.7	3.2
10/16	5/8	1.4	1.9	2.5	2,7	2.9	3.4
11/16		1.6	2.1	2.8	3.0	3.2	3.6
12/16	3/4	1.7	2.2	3.0	3.2	3.4	3.8
13/16		1.9	2.4	3.2	3.4	3.5	4.0
14/16	7/8	2.0	2.5	3.3	3,5	3.7	4.2
15/16		2.1	2.7	3.5	3.7	3.9	4.4
16/16	1	2.3	2.8	3.7	3.9	4.1	4.6
17/16		2.4	3.0	3.9	4.1	4.2	4.7
18/16	1 1/8	2.5	3.1	4.0	4.2	4.4	4.9
19/16		2.5	3.3	4.1	4.4	4.5	5.0
20/16	1 1/4	2.7	3.4	4.3	4.5	4.7	5.1
21/16		2.8	3.5	4.4	4.7	4.8	5.3
22/16	1 3/8	2.9	3.6	4.5	4.8	4.9	5.4
23/16		3.0	3.7	4.7	5.0	5.1	5.5
24/16	1 1/2	3.1	3.8	4.8	5.1	5.2	5.6
25/16		3.2	4.0	4.9	5.2	5.3	5.8
26/16	1 5/8	3.3	4.0	5.0	5.3	5.4	5.9
27/16		3.4	4.1	5.1	5.4	5.5	6.0
28/16	1 3/4	3.5	4.2	5.2	5.5	5.6	6.1
29/16		3.6	4.3	5.3	5.6	5.6	6.2
30/16	1 7/8	3.6	4.4	5.4	5.7	5.7	6.2
31/16		3.7	4.5	5.5	5.8	5.8	6.3
32/16	2	3.8	4.5	5.5	5.8	5.9	6.4



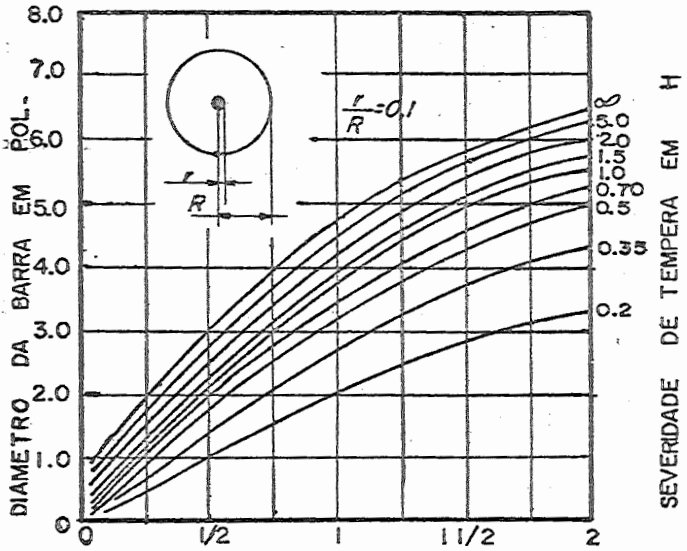
RELAÇÃO ENTRE DISTANCIA DE JOMINY, DIÂMETRO DE BARRA REDONDA E VÁRIAS POSIÇÕES NA BARRA PARA TEMPERA EM ÁGUA E ÓLEO SEM AGITAÇÃO.

FIG III— 34



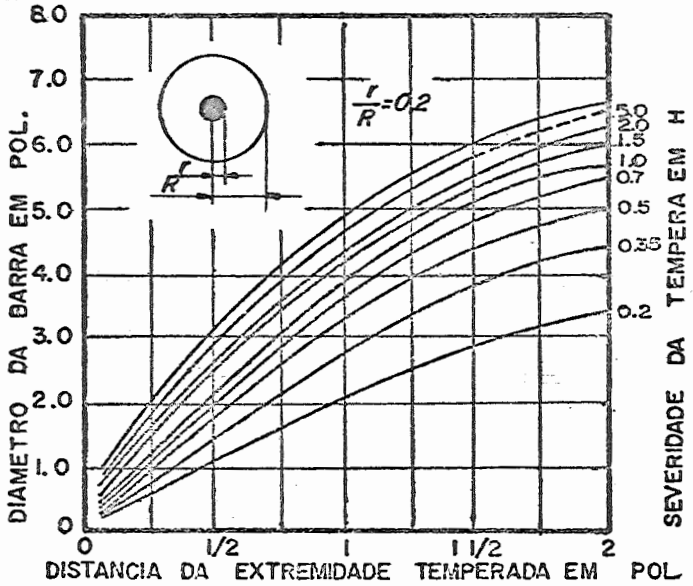
LOCALIZAÇÃO E C.P. DE JOMINY CORRESPONDENDO AO CENTRO DE BARRAS REDONDAS

FIG III — 35



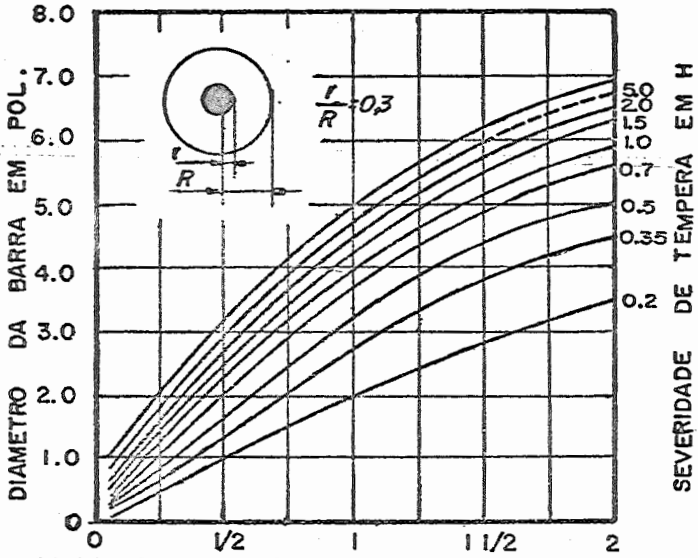
LOCALIZAÇÃO EM C.P. DE JOMINY CORRESPONDENDO A 10% DO CENTRO DE BARRAS REDONDAS

FIG. III — 36



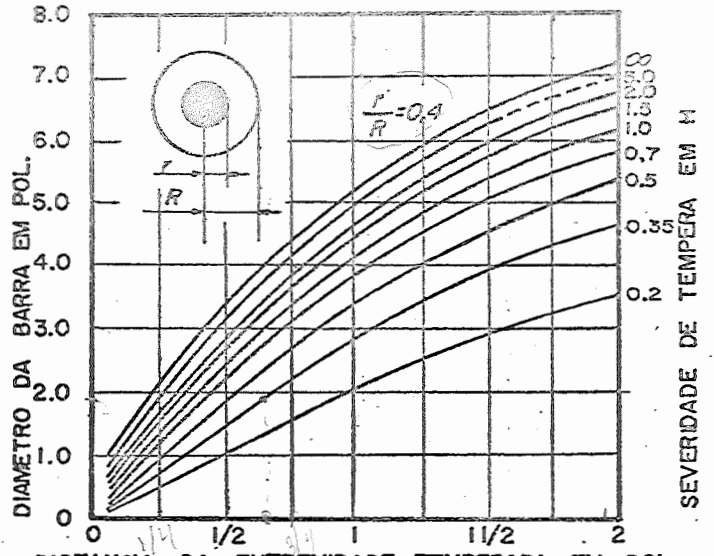
LOCALIZAÇÃO EM C.P. DE JOMINY CORRESPONDENDO A 20% DO CENTRO DE BARRA REDONDA

FIG. III-37



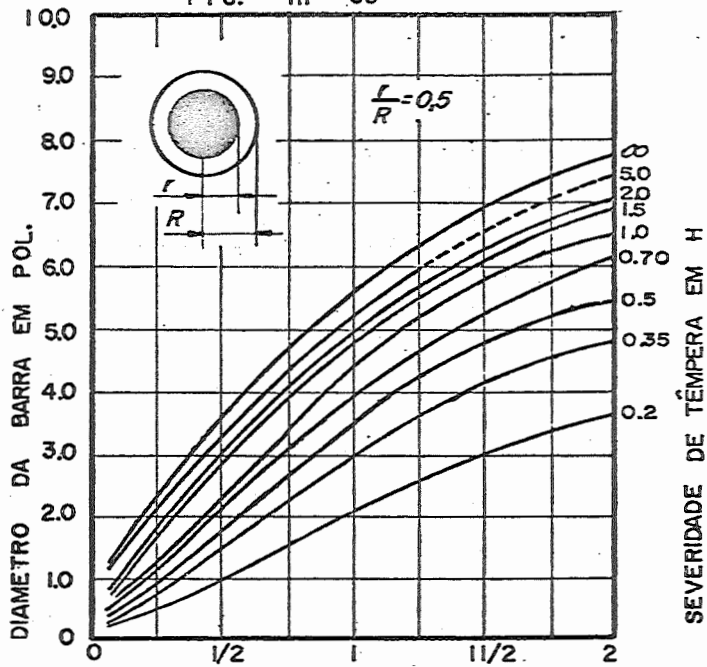
LOCALIZAÇÃO EM C.P. DE JOMINY CORRESPONDENDO A 30% DO CENTRO DE BARRA REDONDA

FIG. III-38



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

FIG. III — 39



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

FIG. III—40

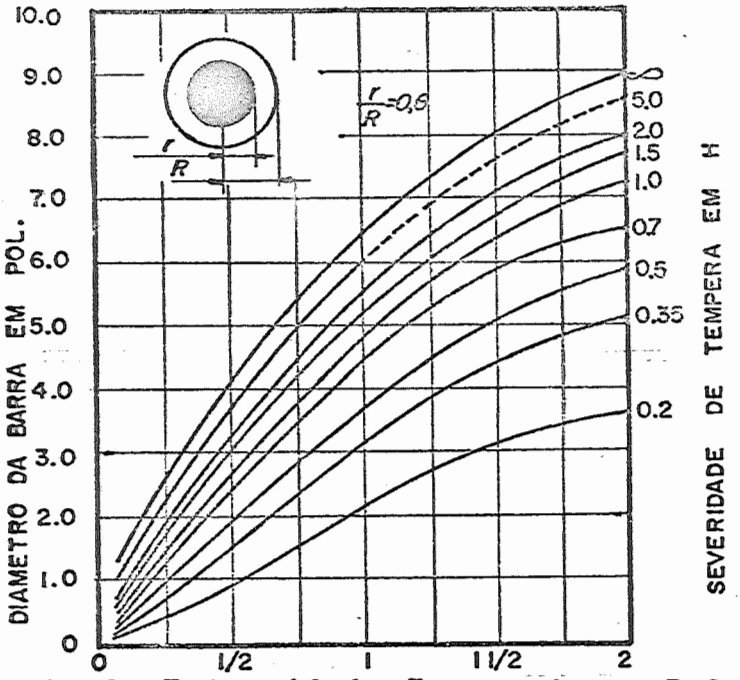


FIG. III— 41

Localização em C.P. de Jominy correspondendo a 60% do Centro de Barra Redonda

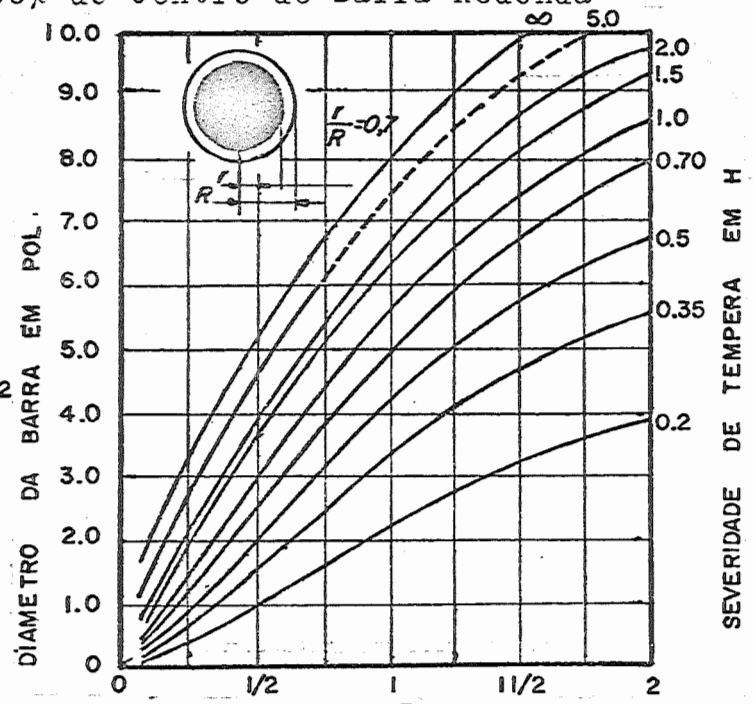


FIG. III — 42

Localização em C.P. de Jominy correspondendo a 70% do Centro de Barras Redondas

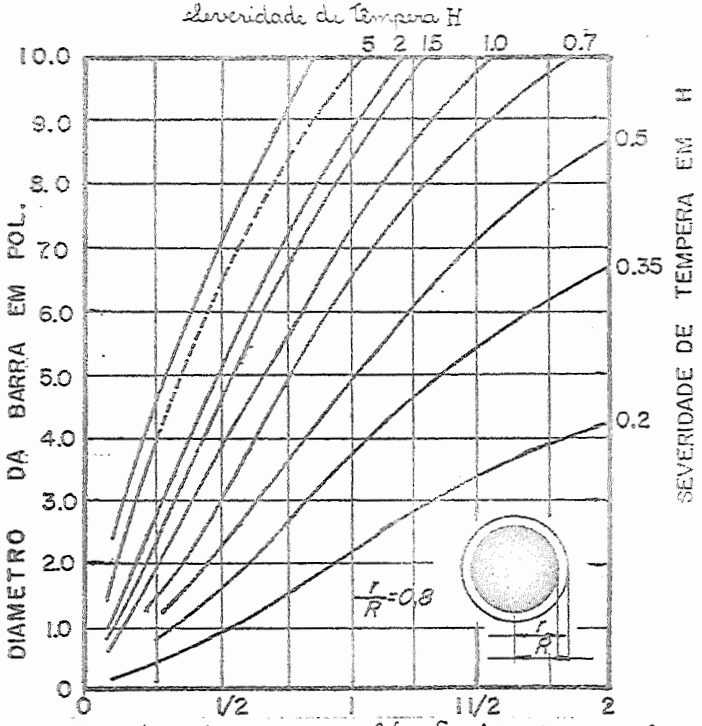


FIG. III—43

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

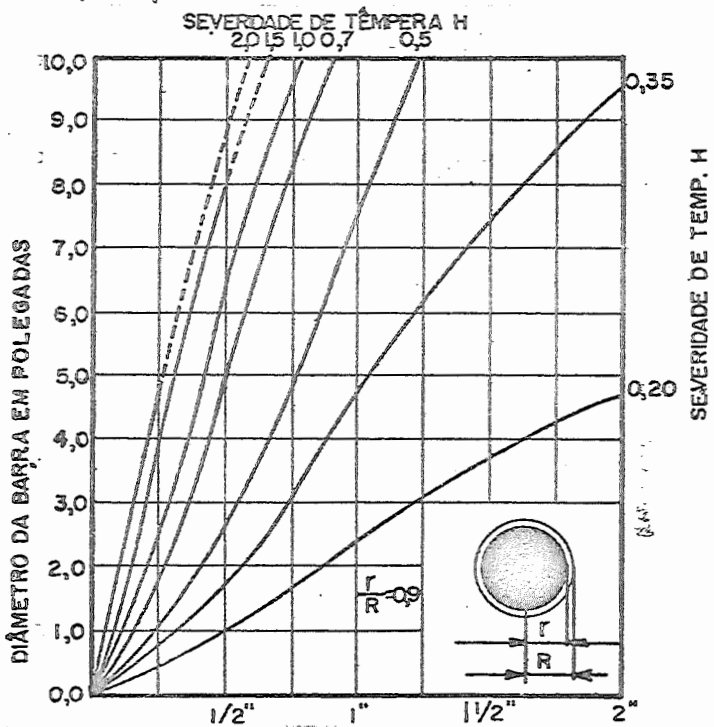
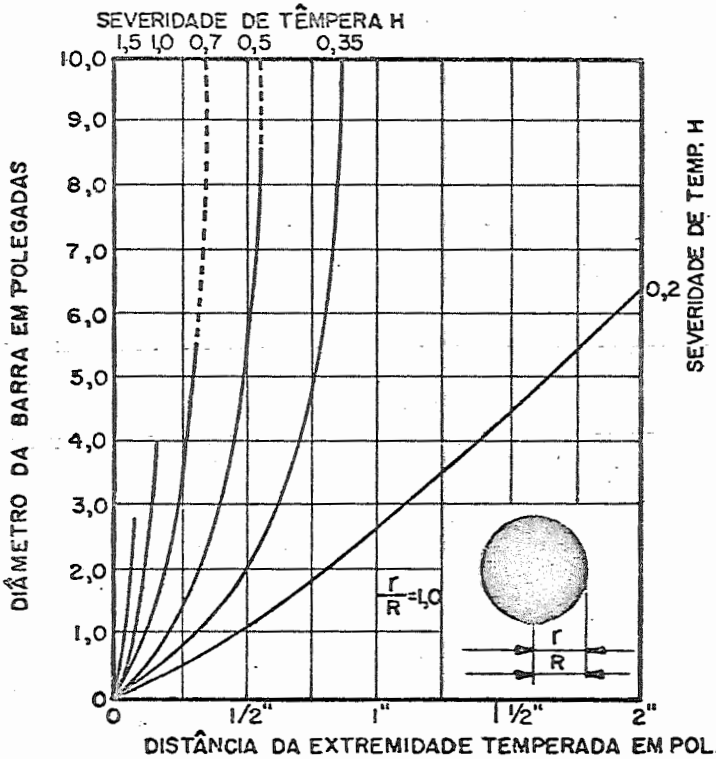


FIG.-III- 44

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 ⌀

FIG.—III—45

c) Severidade de têmpera

A severidade de têmpera de um meio, pode ser medida, realizando-se um ensaio de Jominy, com um determinado material, e temperando no meio de têmpera em estudo, uma barra, de tamanho tal que não endureça completamente.

Escolhe-se uma dureza qualquer, e verifica-se a que distância da extremidade da amostra de Jominy ela ocorre.

Traça-se a curva de dureza ao longo do diâmetro da barra, e verifica-se a que profundidade ocorre essa dureza. Acha-se a relação r/R, entre a espessura temperada r, e o raio da peça R, e entram-se com êsses valores nas curvas determinadas por Lamont já citadas. O valor da severidade de têmpera é o correspondente à curva que passa no ponto de encontro, das linhas traçadas pelo diâmetro da barra e a distância

medida para a dureza escolhida, no ensaio de Jominy.

FAIXAS DE TEMPERABILIDADE

Pequenas alterações no material, causam variações nas curvas de Jominy.

Quando é desejado um aço com características bem definidas, para tratamento térmico, são determinadas as faixas de temperabilidade dêsse aço, que dão as máximas e mínimas durezas a serem observadas, nas diversas distâncias no corpo de prova ensaiado, a partir da base. Essas faixas de temperabilidade são utilizadas nas especificações de material, e, para satisfazê-las os aços devem ser produzidos com grande cuidado e contrôle de fabricação.

Os aços que apresentam uma faixa de temperabilidade bem definida, são designados nas especificações americanas da S.A.E. e da A.I.S.I., pela letra "H", após o número normal que define o aço.

Na Figura III-46, são vistas algumas curvas dêsse tipo.

VARIANTE DO ENSAIO DE JOMINY

O ensaio normal de Jominy é empregado para aços de alta e média temperabilidade.

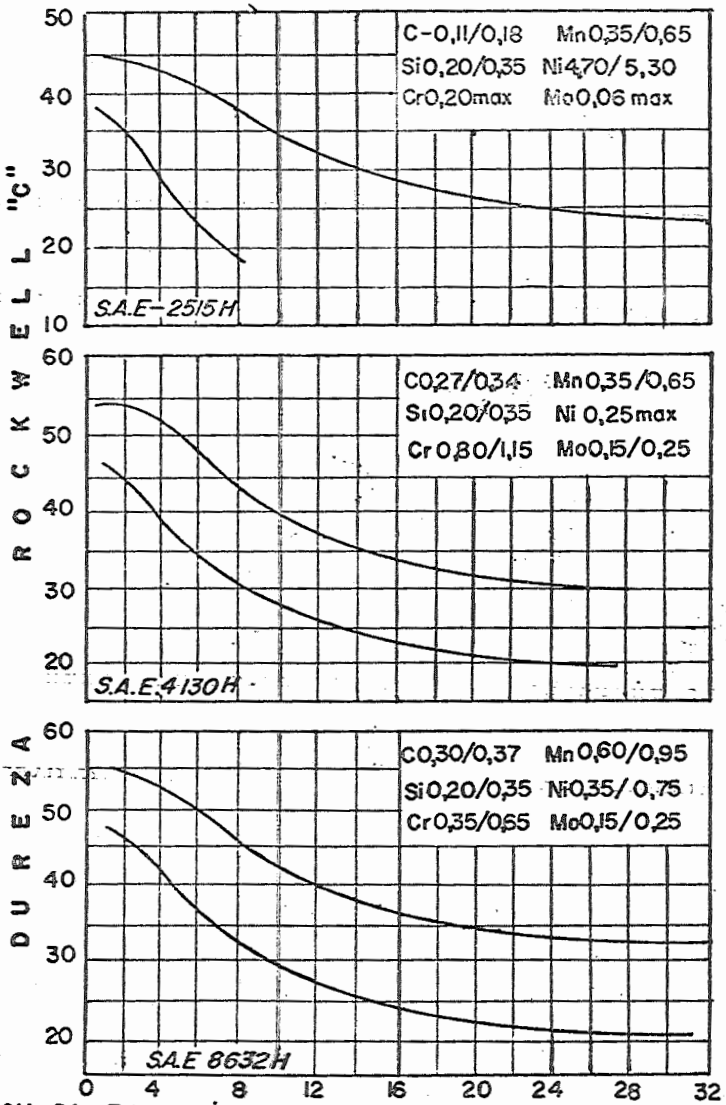
Para aços de baixa temperabilidade, em que a curva cai, ràpidamente, à pequena distância da extremidade, o processo pode ser empregado, modificando-se o corpo de prova, que deverá estar de acôrdo com o esquema da Figura III-47.

Para corpos de prova de barra muito fina, é empregado o artifício esquematizado na Figura III-48.

OUTROS PROCESSOS PARA MEDIR A TEMPERABILIDADE

A avaliação da temperabilidade de um aço, pode ser feita, temperando-se barras de diferentes diâmetros em um dado meio, cortando as amostras, transversalmente - estas amostras em geral têm o comprimento igual a 4 ou 5 vêzes o diâmetro da barra, para evitar influência das extremidades - e determinando as durezas ao longo do diâmetro.

São traçadas, então, curvas como as vistas na



FAIXAS DE TEMPERABILIDADE DE ALGUNS AÇOS

FIG III – 46

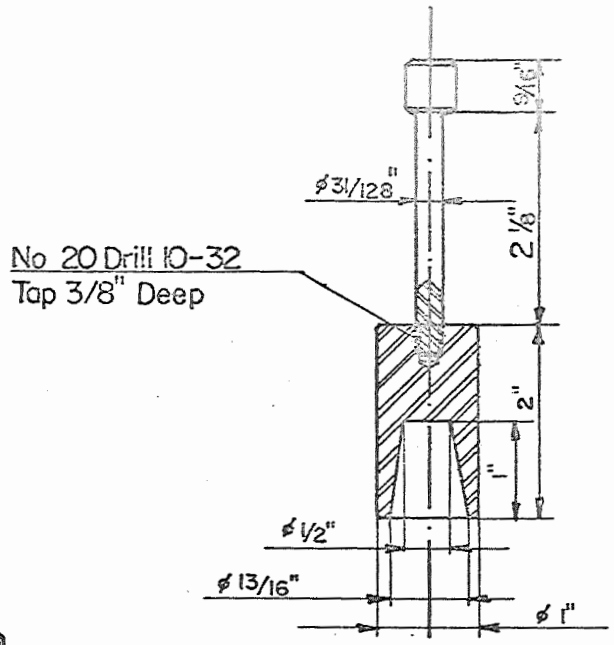
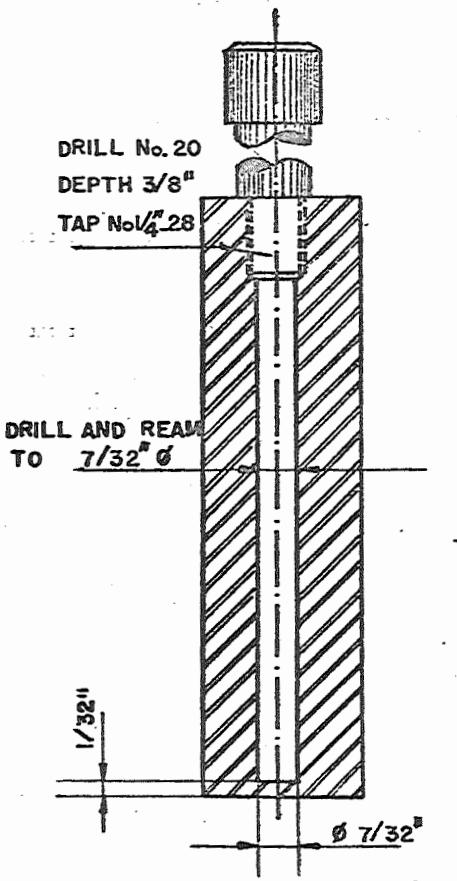


FIG.-III-47

ESPECIFICAÇÃO A.S.T.M



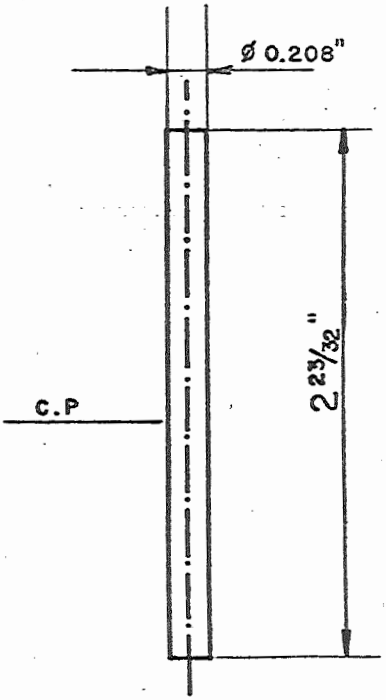
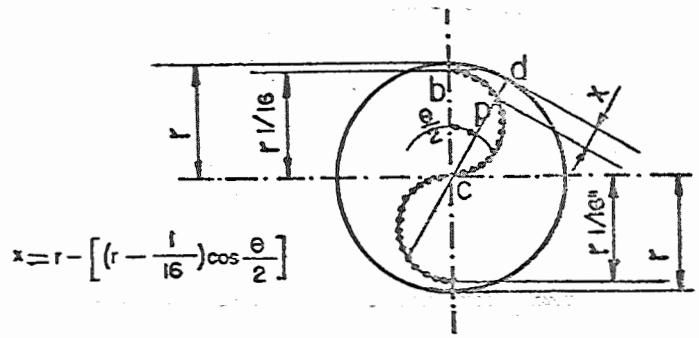


FIG. III – 48 — ESPECIFICAÇÃO A.S.T.M



METODOS MAIS PRECISO P/ MEDIR DUREZAS

FIG.III—49

Figura III-20, denominadas curvas em "U".

Essas curvas servem, então, como referências para avaliar as durezas que podem ser conseguidas em diversos pontos da barra, quando êsse material é temperado nêsse meio de têmpera.

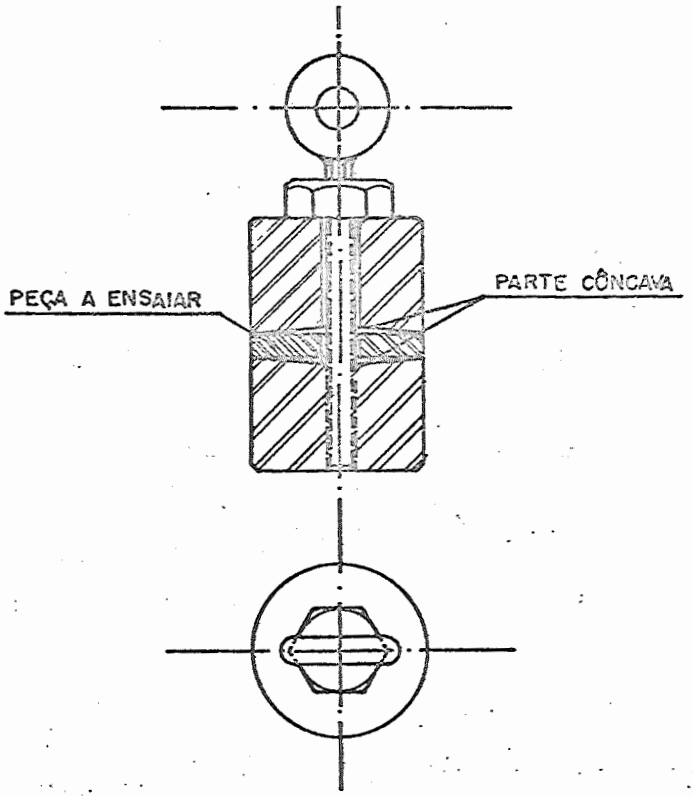
As medidas de dureza são feitas, a menores intervalos de distância, dando maior número de valores à curva, utilizando o método de determinação exemplificado na Figura III-49.

Para facilitar o estudo evitando o corte posterior da peça endurecida, pode-se adotar o sistema indicado na Figura III-50. Nêste caso, as durezas mais centrais não são obtidas.

Burns, Moore e Archer, procuraram representar as curvas em "U" por meio de números, resultando o processo denominado "S-A-C". A letra S representa a dureza superficial dada em Rockwell C, A é a área compreendida entre a curva em "U" e o eixo das abscissas e C a dureza Rockwell C no centro da peça.

A barra utilizada é normalizada - 1" de diâmetro e 4" de comprimento, assim como a temperatura, tempo de aquecimento, meio de têmpera, e distância entre impressões de dureza.

A área é medida na unidade arbitrária Rockwell-polegada e dada pela fórmula:



MONTAGEM PARA DETERMINAÇÃO DA ENDURECIBILIDADE DOS AÇOS

FIG.-III-50

$$A = \sum_{o}^{1"} \text{Dureza } R_c \text{ média x } 1/16"$$

A dureza R_c média, é a média da dureza entre duas medidas consecutivas.

Outros métodos existem, mas menos utilizados: o método da fratura de Shepherd, que consiste em temperar barras de 3/4" de diferentes temperaturas e verificar a profundidade de têmpera e o tamanho do grão obtido: o método de Queneau e Mayo, da reta da temperabilidade, já citado; o método do disco, na qual a temperabilidade é determinada pela têmpera de discos de diferentes espessuras, variáveis de 1/32" a 1/32", que são cortados, sendo medida depois a espessura de menor disco que apresenta ainda um núcleo sem temperar.

No aquecimento, as precauções são idênticas às que devem ser tomadas para o recozimento.

a) temperatura e tempo de aquecimento bem controlados, um excesso causando crescimentos dos grãos e uma falta, uma têmpera imperfeita.

b) sempre que possível, colocar as peças no fôrno frio, e aquecê-las com o fôrno.

c) apoiar bem as peças.

d) evitar a oxidação e descarbonetação, trabalhando com banhos de sais ou fornos com atmosfera controlada.

No esfriamento, os cuidados a tomar, são os seguintes:

a) escolher o meio de têmpera de menor severidade, que dê às peças as qualidades requeridas.

b) agitar a peça ou o banho para aumentar o contacto do metal com o meio de têmpera, impedindo a fixação de bolhas formadas.

c) o meio de têmpera deve ser em quantidade tal, que evite uma grande mudança em sua temperatura, pelo calor desprendido pela peça. Êste caso pode ser resolvido por renovação ou refrigeração do meio de têmpera.

d) estudar a colocação da peça no meio de têmpera, a fim de esfriá-la o mais homogêneamente possível.

DEFEITOS E ERROS DE TEMPERA

DUREZA INSUFICIENTE

Êste defeito pode ser devido: ao aço não ser o desejado - teor de carbono ou de elementos de liga - baixo; baixa temperatura ou tempo insuficiente de permanência na temperatura correta, descarbonetação superficial do aço, ou existência de crostas de oxidação; meio de têmpera inadequado ao aço, ou aquecido.

FRAGILIDADE ANORMAL

Essa fragilidade pode ocorrer por: superaquecimento do aço - permanência a temperatura correta por muito tempo, ou temperatura muito elevada; influência de impurezas nos aços - principalmente o fósforo.

DEFORMAÇÕES E TRINCAS. VARIAÇÕES DE VOLUME

O aço, dilata-se ao ser aquecido, até ser atingida a temperatura de transformação de fase, quando ocorre uma contração. A partir dêsse ponto, dilata-se novamente, mas com coeficiente de dilatação diferente.

As temperaturas nos diversos pontos de uma peça sendo diferentes, as dilatações ou contrações são diferentes, também.

Êstes fenômenos explicam o mecanismo das deformações, fraturas ou aparecimentos de tensões que ocorrem no aquecimento e esfriamento das peças, que apresentam secções diferentes em diferentes pontos. - Em zonas diferentes de uma peça - superfície e centro por exemplo - ocorrem êstes fenômenos em tempos diversos, se o aquecimento não fôr bem lento, e no esfriamento para têmpera.

Um aquecimento lento e à temperatura correta, - produz um mínimo de distorção. O tempo correto de aquecimento também diminui as distorções e perigos - de rachaduras.

As deformações podem ocorrer por causa de apoio irregular da peça, que se deforma pela ação do próprio pêso, quando aquecidas e, portanto, com baixa - resistência.

Podem ocorrer, também, por alívio de tensões - pré-existentes. Êstes casos são resolvidos por um recozimento prévio do material, antes da confecção da peça. Se estas fôrem trabalhadas mecânicamente a frio durante a confecção, ou submetidas a usinagem profunda, antes do acabamento final, devem ser também recozidas.

Se as deformações ocorrem no aquecimento, dentro do limite elástico, as peças não apresentam distorções após o esfriamento. Se passaram para o campo das deformações plásticas, essas deformações permanecem. Se as tensões criadas ultrapassam o limite de

resistência a temperatura em que está, aparecem as trincas.

As deformações parecem ocorrer principalmente, à altas temperaturas, no aquecimento, quando as deformações plásticas são facilitadas, e o aparecimento de tensões e trincas ocorre, principalmente, nas baixas temperaturas. No esfriamento, ocorre a formação da martensita, há uma grande expansão em volume, quando o material já apresenta elevado limite elástico, e seu aparecimento ocorre em tempos diferentes, nos vários pontos da peça, sendo o fator principal no aparecimento de tensões e trincas.

As deformações e possibilidades de aparecimento de fraturas são fenômenos aditivos, isto é, a repetição de tratamentos que podem acarretá-los, tendem a aumentar êsses fenômenos.

As deformações e trincas podem aparecer bem após o tratamento. As primeiras aparecem com o tempo, por alívio de tensões ou usinagem da peça e as fraturas por efeito de tensões que não são aliviadas.- Estas podem ser evitadas por um tratamento de revenido.

As peças que sofrem deformação com a têmpera , podem, muitas vêzes, ser prèviamente deformadas, em sentido contrário, antes do tratamento.

TEXTURA E PROPRIEDADES

O constituinte micrográfico dos aços temperados, é a martensita. Esta se revela ao microscópio, sob a forma de finas estrias retas, ou melhor, em zig-zag, geralmente entrecortando-se, seguindo as três direções de um triângulo. É um aspecto característico, mas nem sempre muito pronunciado, que um aquecimento brando permite por um relêvo mais fàcilmente após o ataque.

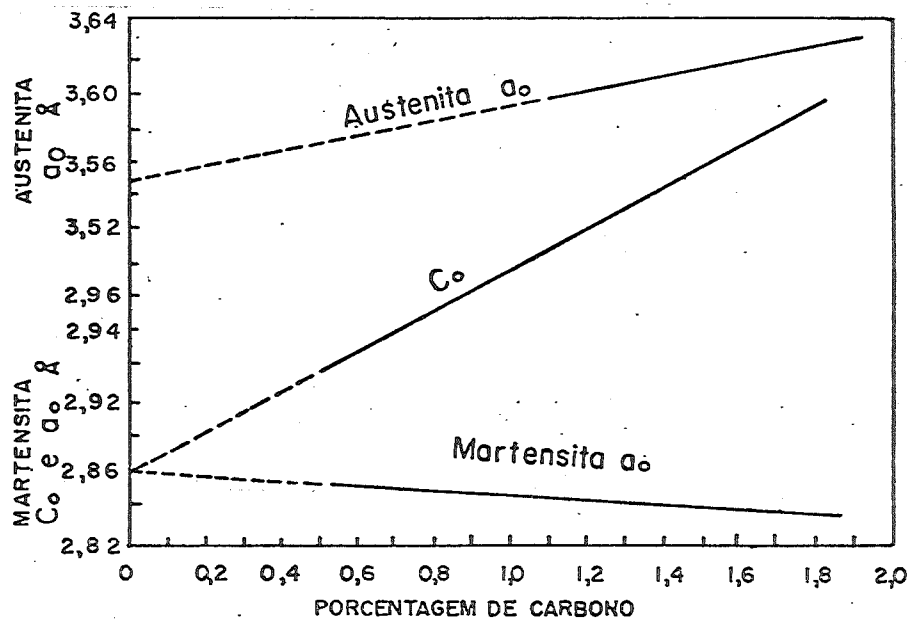
Admite-se, hoje, que a martensita é uma solução sólida supersaturada e metaestável de carbono - no ferro alfa, o conjunto estando cristalizado em um sistema tetragonal de corpo centrado.

A martensita se forma por escorregamentos que ocorrem na austenita, em certos planos, como uma maclação, ràpidamente, e em quantidades determinadas, conforme o nível atingido, abaixo da temperatura M_S,

observada nos diagramas TTT. Esta é a explicação mais recente, e que melhor soluciona as questões relativas a rápida formação da martensita, ao contrário das outras transformações que ocorrem por nucleação e crescimento.

As linhas em triângulo observadas na estrutura, em uma secção polida são sinais dêsse escorregamento nos planos da austenita.

O teor de carbono da martensita é variável, desde traços até a ordem de 1,5% ou mais. Os parâmetros do reticulado variam com o teor de carbono - como pode ser visto na Figura III-51 - como também as propriedades.



VARIAÇÃO DOS PARÂMETROS DA MARTENSITA E DA AUSTENITA EM FUNÇÃO DO TEOR DE CARBONO.

FIG.-III-51

A sua dureza varia, desde aproximadamente, 50 até 68 R_c, com alongamentos variáveis, desde 2,5 até 0,5%.

É depois dos carbonetos, o constituinte mais duro encontrado nos aços. Essa dureza é devida justamente à supersaturação de carbono, causando a modificação da estrutura do ferro.

Quando o resfriamento não é muito rápido, dependendo do material, aparece junto com a martensita a

troostita.

Nos aços de baixo teor de carbono pode aparecer também a ferrita. Esta aparece, também, quando o aço é temperado de dentro da zona crítica.

O teor de 50% de martensita usado como critério de medida de endurecibilidade, não deve ser o critério usado para a têmpera.

Os constituintes que aparecem junto com a martensita, nêstes casos, podem ser bem variados - ferrita, troostita, bainita - e portanto, as propriedades. Quando é desejada, então, uma peça com as melhores propriedades possíveis, o teor de martensita deve ser de 100%.

Deve-se notar que, para grande número de aços, junto com a martensita são encontradas, também, quantidades variáveis de austenita.

O tratamento de têmpera aumenta grandemente a dureza, e os limites de resistência, escoamento e fadiga, mas diminui a resiliência, o alongamento e a ductilidade. Em geral, os aços temperados, são submetidos após êsse tratamento a um outro denominado revenido.

APLICAÇÃO - DETERMINAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO

Um processo de têmpera diferencial permite a determinação do tamanho dos grãos do aço.

Para isso, toma-se uma amostra do aço, de diâmetro aproximado de 0,8 a 1,0 e 8 cm de comprimento - para aços de média temperabilidade - e tempera-se por uma de suas extremidades, imergindo em água aproximadamente 1 cm.

O corpo é debastado com cuidado longitudinalmente, atacado e examinado ao microscópio. A zona entre a parte endurecida e a não endurecida, apresenta troostita envolvendo os grãos, que são assim, fàcilmente discerníveis.

Para aços hipoeutetóides, pode-se deixar esfriar o material até um pouco dentro da zona crítica e temperá-lo. Os grãos de martensita nêste caso, ficam - circundados por ferrita.

TRATAMENTOS DE PEÇAS

Marretas, talhadeiras, punções, etc., são trata

dos tèrmicamente pelo processo denominado erradamente de dupla têmpera.

Consiste êsse processo, em aquecer a peça e mergulhar no meio de têmpera, só a parte que deve ser endurecida. Quando esta já esfriou, a peça é retirada, esmerilhada ràpidamente num ponto resfriado, e, quando essa parte atinge uma coloração determinada (veja revenido) a peça é esfriada ràpidamente em água Figuras III-52 e III-53.

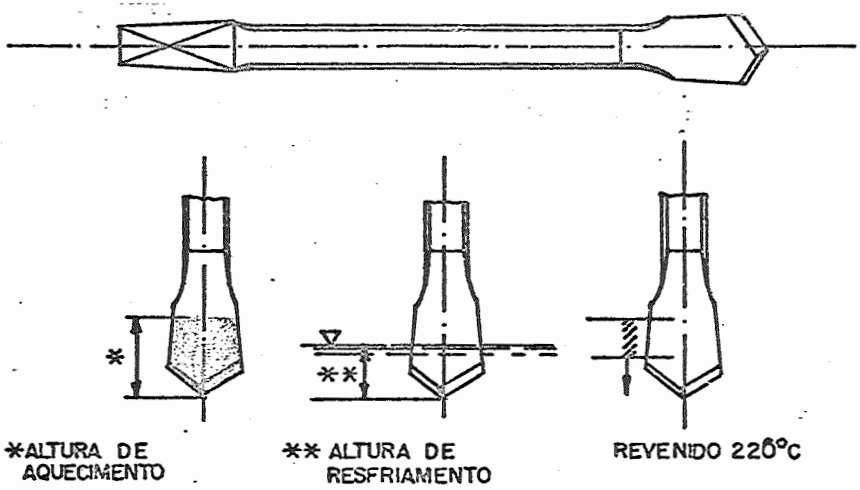
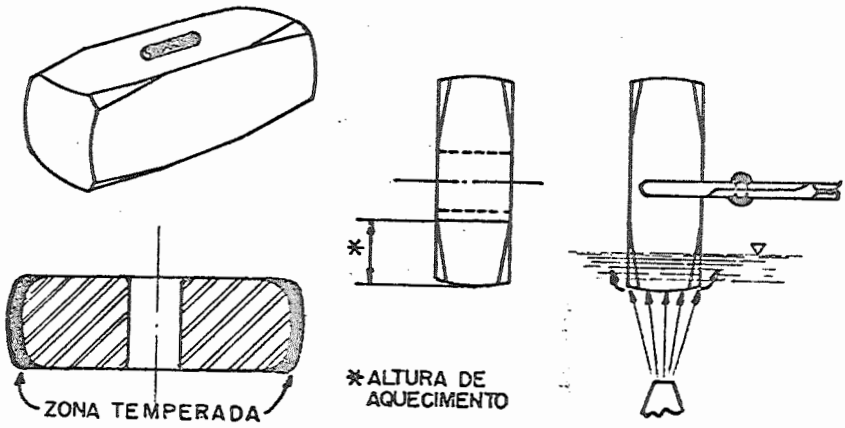


FIG.-III-52

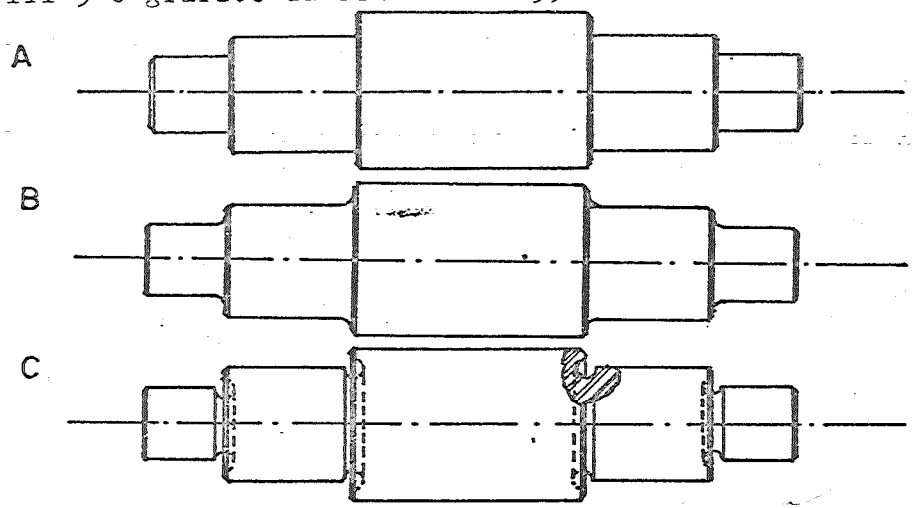


TÊMPERA DE MARRETAS

FIG.-III-53

Exemplos de influência da forma das peças nos - tratamentos térmicos podem ser vistos nas Figuras - III-54 a III-58. Mostram a influência dos contornos- cantos vivos ou não - distribuição de massas para evitar distorções e melhor disposição para evitar aparecimento de trincas.

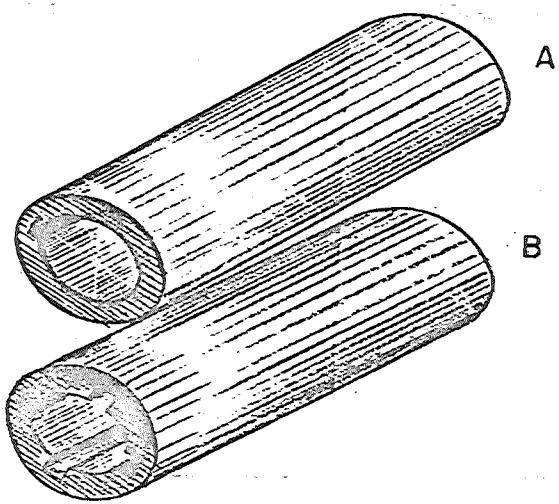
Os aços rápidos, necessitam de temperaturas elevadas para têmpera, como pode ser visto na Tabela - III-5 e gráfico da Figura III-59.



AÇO 8650

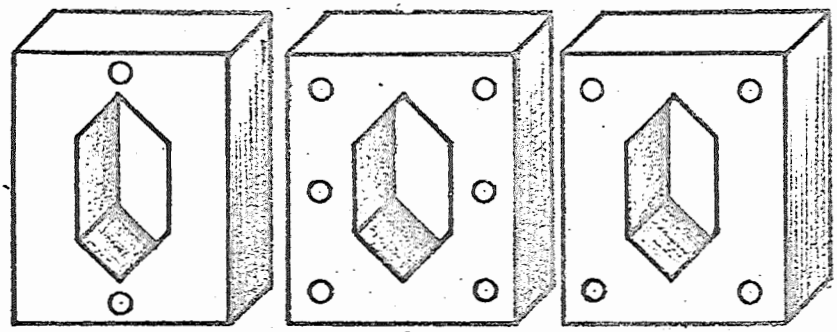
ESCOLHIDO O FORMATO C DEVIDO AO ENCÔSTO DOS ROLAMENTOS

FIG.—III- 54



É PREFERÍVEL O FORMATO B, PELA DIMINUIÇÃO DO PERIGO DE APARECIMENTO DE TENSÕES. — BUCHAS DE AÇO 1020 CEMENTADAS.

FIG.—III- 55



É PREFERÍVEL A FORMA B, POR MELHOR DISTRIBUIÇÃO DE MASSAS

FIG.-III-56

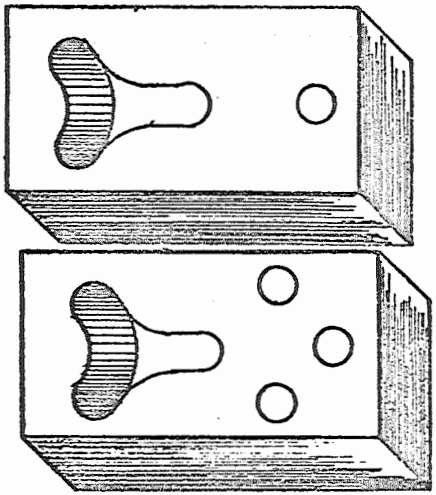


FIG.— III— 57

É PREFERÍVEL A FORMA B POR MELHOR DISTRIBUIÇÃO DE MASSAS

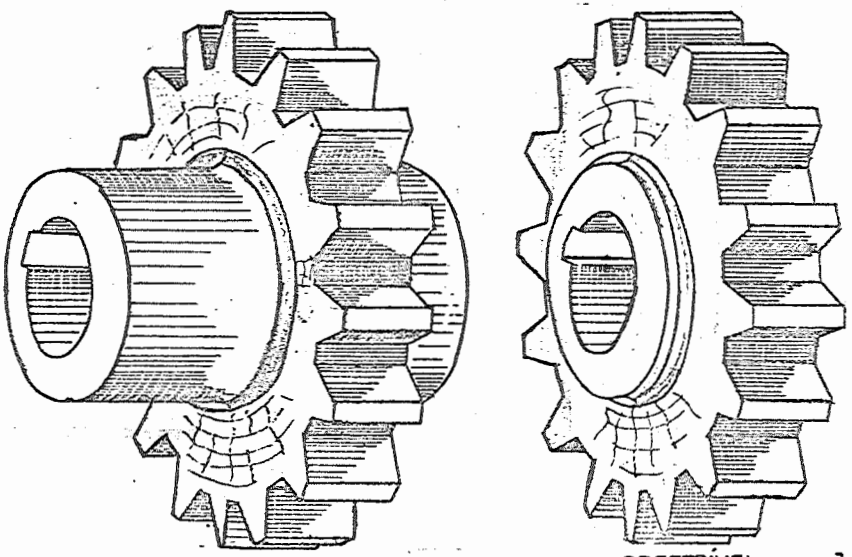
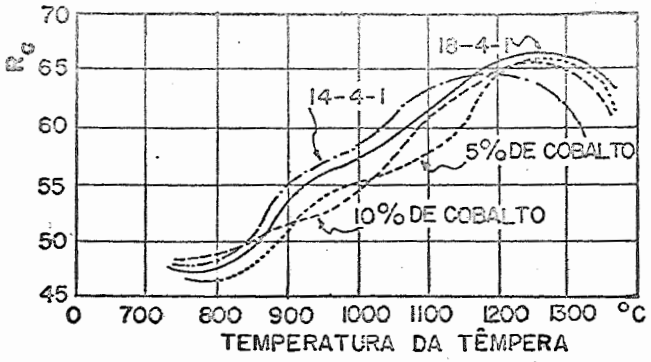


FIG. III — 58 PREFERÍVEL

TABELA III-5

AÇOS RAPIDOS

Tipo	COMPOSIÇÃO %									TEMPERA		CARACTERISTICAS GERAIS					
	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co	Ni	Temperatura °C	meio	Profundidade de endurecimento.	Propriedade de indeformabilidade	Tenacidade	Resistencia ao desgaste.	Resistencia ao amolecimento ao calor	Usinabilidade
A1	0,85	0,30	0,25	4,00	2,00		8,00			1175 a 1218	óleo,	grande	boa	baixa	muito boa	muito boa	regular
A2	0,80	0,30	0,25	4,00	1,00	1,50	8,50			1175 a 1218	ar o						
A3	0,85	0,30	0,25	4,00	2,00	6,25	5,00			1205 a 1250	banho						
A4	1,20	0,30	0,25	4,00	4,00	6,00	4,50			1205 a 1230	de sal						
B1	0,85	0,30	0,25	4,00	1,00	1,50	8,50	5,00		1205 a 1230	óleo,	grande	boa	baixa	muito boa	excelente	regular
B2	0,85	0,30	0,25	4,00	2,00	1,50	8,50	8,00		1205 a 1230	ar e						
B3	0,85	0,30	0,25	4,00	2,00	6,25	5,00	5,00		1205 a 1230	banho						
B4	0,84	0,30	0,25	4,00	2,00	6,25	5,00	8,00		1205 a 1250	de sal						
C1	0,70	0,30	0,25	4,00	1,00	18,00				1260 a 1300	óleo,	grande	boa	baixa	muito boa	muito boa	regular
C2	0,85	0,30	0,25	4,00	2,00	18,00	0,75			1275 a 1300	ar e						
C3	1,00	0,30	0,25	4,00	3,00	18,00				1230 a 1275	banho de sal						
D1	0,80	0,30	0,25	4,00	2,00	14,00	0,75	5,00		1275 a 1300	óleo,	grande	boa	baixa	muito boa	excelente	regular
D2	0,75	0,30	0,25	4,00	1,00	18,00	0,75	5,00		1287 a 1315	ar e						
D3	0,80	0,30	0,25	4,00	2,00	18,00	0,75	9,00		1287 a 1315	banho						
D4	0,80	0,30	0,25	4,00	2,00	20,00	0,75	12,00		1287 a 1315	de sal						



INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DA TÊMPERA NA DUREZA DOS AÇOS RÁPIDOS

FIG. III— 59

Estas temperaturas são necessárias para dissolver, pelo menos, uma parte dos carbonetos, que aparecem na estrutura do material esfriado lentamente. Os diagramas de equilíbrio dêsses aços podem ser vistos na Figura III-60, onde pode ser observado que, mesmo as mais altas temperaturas de tratamento, ainda são encontrados carbonetos distribuídos na matriz, o que aliás, é interessante para a resistência ao desgaste.

Como apresentam baixa condutividade térmica, precisam ser aquecidos em vários estágios:

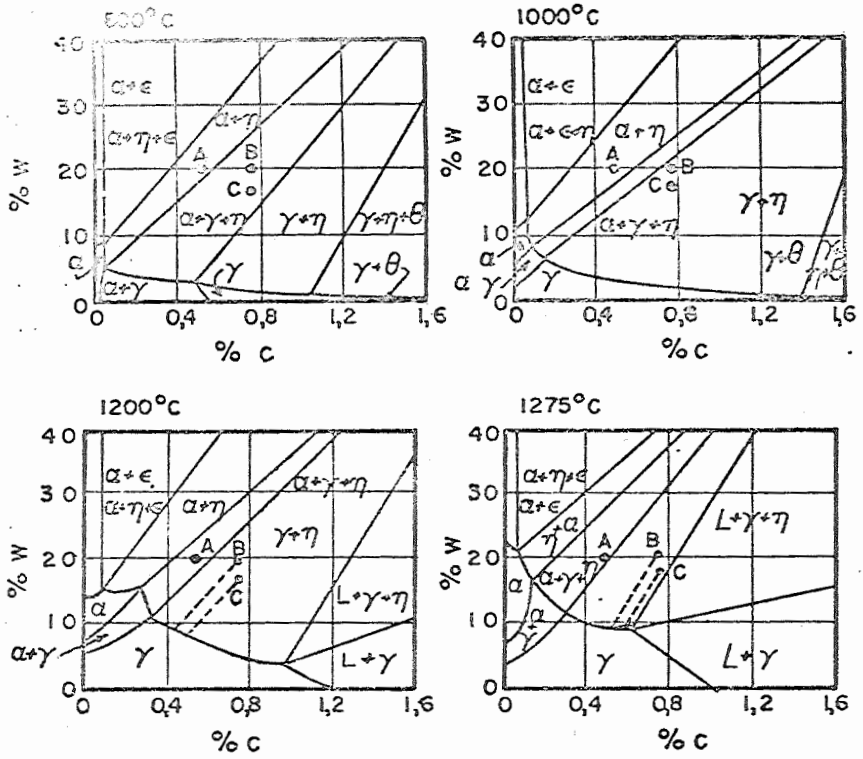
a) um primeiro estágio, onde o aquecimento é feito até 730° ou 825°C, quando o aquecimento é feito em fornos comuns, ou de 825 a 840°C, quando em banhos de sal, para aços ao molibdênio e 815 a 870°C para aços ao wolfrâmio.

b) um segundo estágio, onde as peças devem ser aquecidas o mais ràpidamente possível à temperatura de têmpera, e atingida esta, esfriar ràpidamente, para evitar excessivo crescimento de grão.

Os fornos, se não são de banho de sal, devem sempre que possível, ter atmosfera controlada, pois a temperatura é muito elevada, e os aços se oxidam e descarbonetam fàcilmente.

A têmpera é feita em óleo, banho de sal ou ar.

Para êsses tipos de aço recomenda-se o tratamento sub-zero (esfriamento a baixas temperaturas, até 80°C) para permitir a transformação total ou quase total da austenita em martensita. Se êsse tratamento



A- AÇO 18-4-1 COM 0,50% DE C EQUIVALENTE A W= 20 %
B- AÇO 18-4-1 COM 0,75% DE C EQUIVALENTE A W= 20 %
C- AÇO COM 14 % DE W 0,75 % DE C EQUIVALENTE A W=17 %

α- FERRITA — ϵ-COMPOSTO INTERMETÁLICO Fe_3W_2
γ-AUSTENITA — η-CARBONETO COMPLEXO
θ-CARBONETO DE FERRO — L-LÍQUIDO

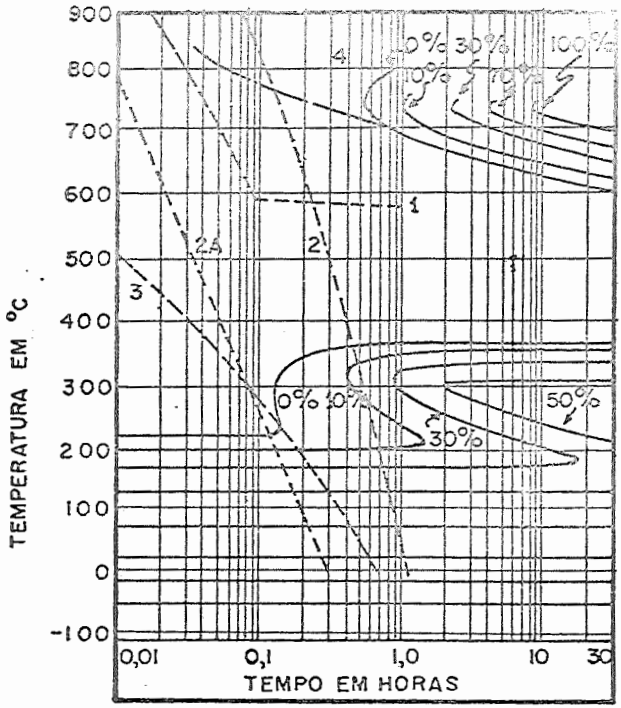
FIG.—III-60

não é feito, é recomendado duplo revenido (veja revenido).

A Figura III-61 mostra a curva em S de um aço - rápido, onde pode ser notada a baixa temperatura necessária para ser atingida a linha Ms, de 100% de - martensita.

REVENIDO

Consiste no aquecimento de um aço temperado, à temperaturas inferiores à zona crítica - limite inferior - seguido de um resfriamento.



1-TÊMPERA EM BANHO DE SAL —— 2-TÊMPERA EM ÓLEO(CENTRO)
2A- TÊMPERA EM ÓLEO (PERIFERIA) — 3-ESFRIAMENTO AO AR DA TEMPERATURA DO BANHO DE SAL —— 4- FORMAÇÃO DE CARBONETOS PRÓ-EUTETOIDE

FIG.- III- 61

Os aços temperados apresentam elevada resistência mecânica, e alta dureza, mas tem sua resiliência abaixada.

O tratamento de revenido restitui aos aços parte das propriedades perdidas pela têmpera, melhorando, sensìvelmente a resistência aos choques.

Essa variação de propriedade é devido a tendência do material a voltar ao seu estado de equilíbrio físico-químico, do qual a coexistência das fases ferrita e cementita em glóbulos, mais se aproxima.

Com o aquecimento do aço temperado ocorre, em primeiro lugar, um alívio das tensões, que surgem na têmpera devido a grande velocidade de esfriamento, e modificações de volume.

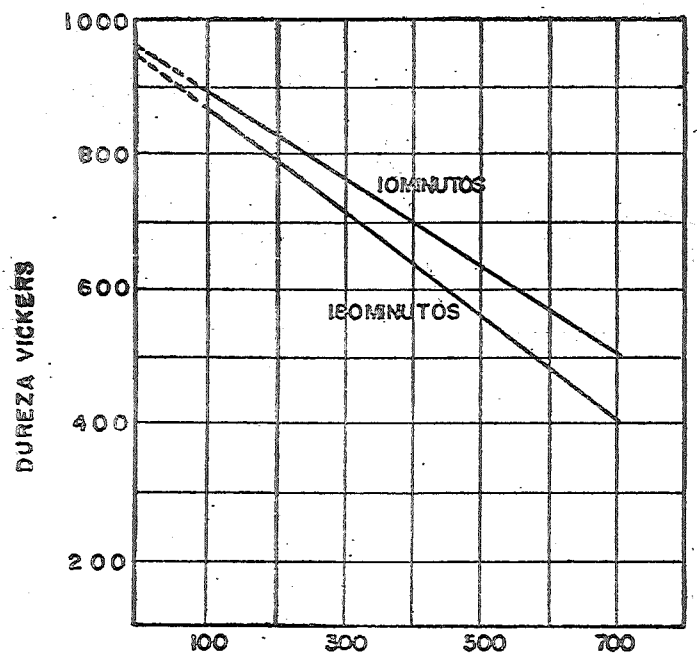
Com êsse tratamento, também a martensita que apresenta uma estrutura tetragonal, tende a passar pa

ra a estrutura cúbica; a martensita estando também - em um estado supersaturado, tende a expulsar carbom, sob a forma de carbonetos.

O aquecimento aumentando a mobilidade dos átomos, facilita estas transformações, mas já foi verificado que elas ocorrem em pequena extensão, mesmo à temperatura ambiente.

Como exemplo, pode ser citado o caso de aços tipo R.C.C., (1) que, temperados, dando uma dureza entre 909 a 926 Vickers, após seis meses apresentaram durezas variando entre 836 e 835 Vickers.

Tratamentos de revenido são feitos geralmente - entre as temperaturas de 100°C e 650°C e seu efeito varia diretamente com esta e com o tempo de permanência, Figura III-62; para maiores temperaturas e tempos, a dureza diminue e a elasticidade e ductilidade em geral, aumentam.

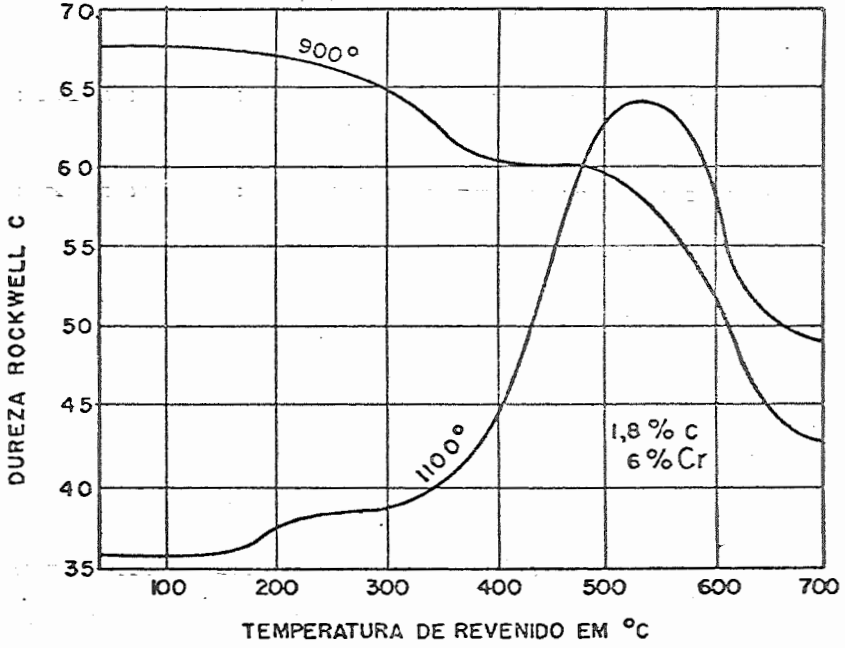


DUREZA VICKERS EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE REVENIDO PARA 10 E 180MIN.

FIG.-III-62

(1) Aço com a seguinte composição:
C - 2,03% Si - 0,2% P - 0,029%
Cr-12,8% Mn - 0,41% S - 0,053%

No caso de aquecimento até da ordem de 300°C - 500°C, muitas vêzes, ocorre um aumento de dureza; êste aumento de dureza é causado principalmente pela - formação de martensita a partir da austenita residual de têmpera, e, em aços de alto carbono e com elementos de liga - Níquel e Manganês principalmente, Figura III-63.



EFEITO DO AQUECIMENTO EM AÇO DE ALTO CARBONO E CROMO, TEMPERADO DE 900° E 1100° C. INFLUÊNCIA DA AUSTENITA RETIDA.

FIG.-III-63

Havendo influência do tempo e da temperatura de aquecimento, para um mesmo aço temperado, pode ser obtido um mesmo valor de dureza e, portanto, propriedades idênticas, fazendo variar êsses dois fatôres.

As curvas da Figura III-64, devidas a Troiano, mostram os diferentes tratamentos de revenido que podem ser dados a um aço SAE 4340, para obtenção de uma mesma dureza.

Se, em um gráfico, colocarmos como abscissas os inversos das temperaturas absolutas, e como ordenadas os logarítmos naturais do inverso dos tempos, em minutos, para cada dureza é obtida uma reta, como as vistas na Figura III-65.

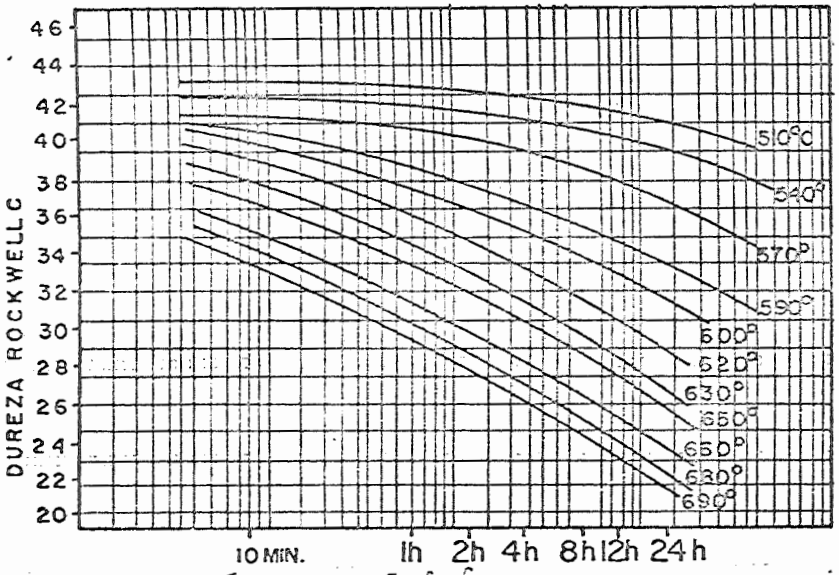


FIG. - III - 64

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 a várias temperaturas

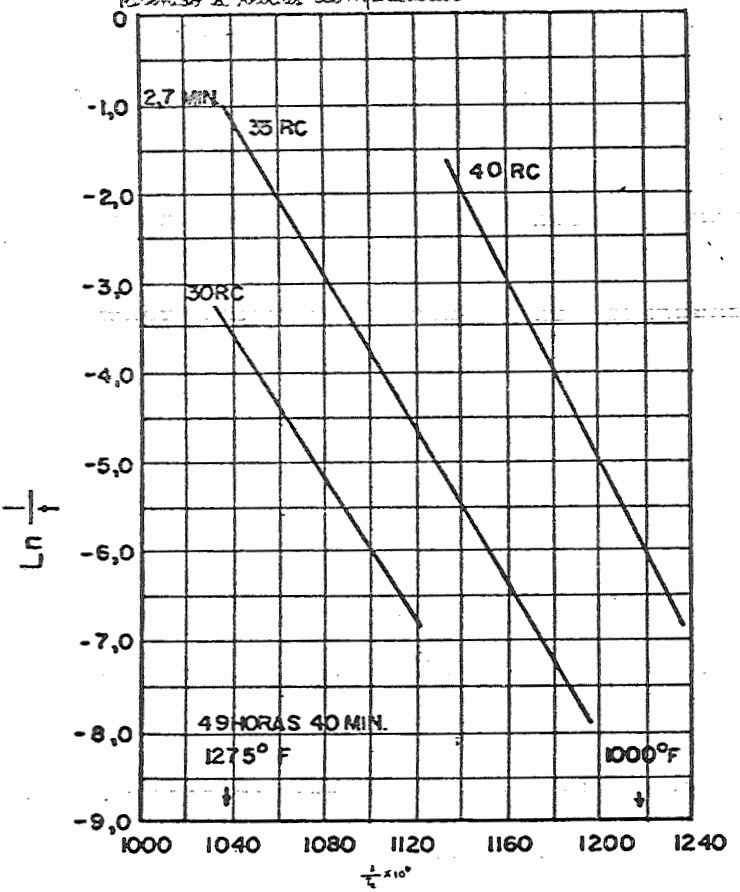
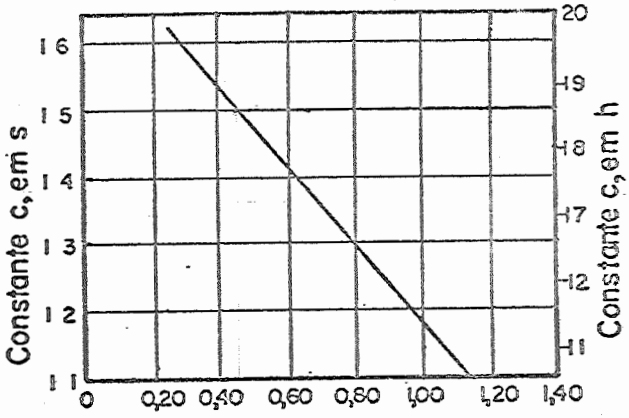


FIG. - III - 65

Relação entre o Recíproco da Temperatura Absoluta e o Logaritmo Natural do Tempo de Revenido

Hollomon e Jaffe encontraram a seguinte relação: a dureza R_C, é uma função do parâmetro $T(C + \log t)$, onde T é a temperatura em gráus absolutos, C uma constante particular do aço e t o tempo de tratamento, em horas.

O valor de c , para aços-carbono comuns, varia conforme a curva da Figura III-66.



VARIAÇÃO COM O TEOR DE CARBONO DA CONSTANTE C DO PARÂMETRO TEMPO-TEMPERATURA NO REVENIDO .

FIG.-III-66

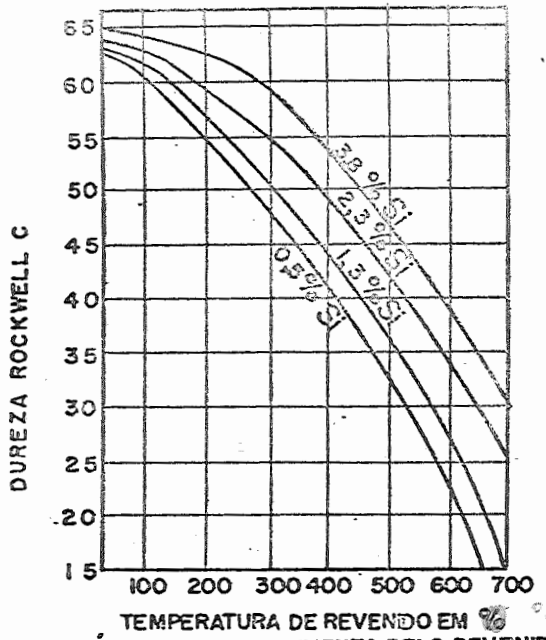
INFLUENCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA

Os elementos de liga, têm bastante influência - na temperarura do revenido dos aços, ainda não teòricamente bem explicada, mas parece ser devida à formação de carbonetos complexos, que levam mais tempo e necessitam maiores temperaturas para facilitar a sua formação, do que os carbonetos simples.

A influência dos elementos é diferente, e depende das quantidades presentes, atuando no retardamento do amolecimento, até temperaturas diferentes. O silício tem ação mais intensa até 300°C e elementos formadores de carbonetos, agem à temperaturas mais elevadas - Mn e Cr até 400°C, Mo até 550°C, V até 600°C.

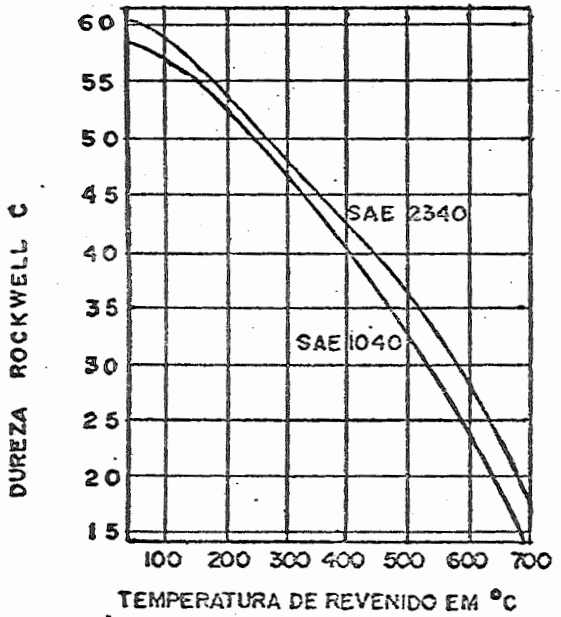
PROPRIEDADES

As Figuras III-67 a III-70 mostram a influência



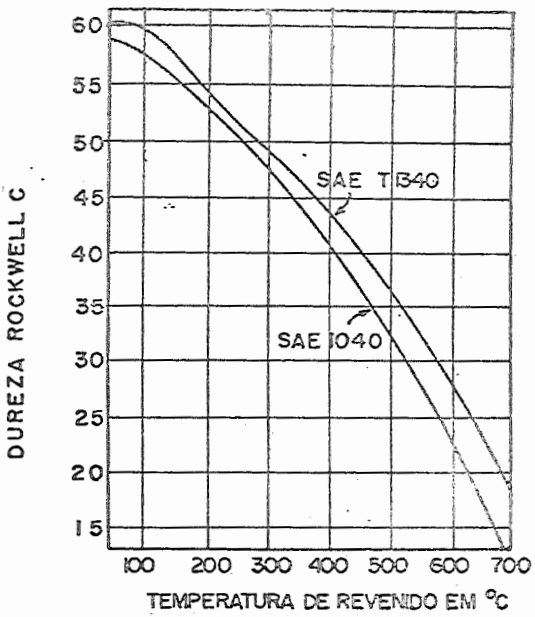
INFLUÊNCIA DO TEOR DE SILÍCIO, NO AMOLECIMENTO PELO REVENIDO, DE UM AÇO CONTENDO 0,50–0,55 DE CARBONO.

FIG.-III-67



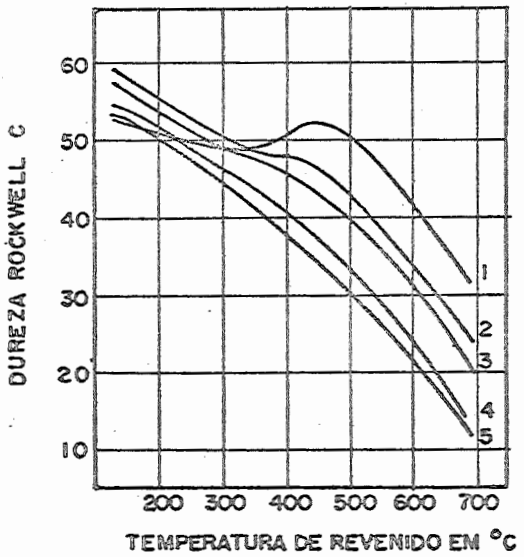
INFLUÊNCIA DO TEOR DE NÍQUEL (3,5 %), NO AMOLECIMENTO PELO REVENIDO DE UM AÇO CONTENDO 0,40–0,45 % DE CARBONO.

FIG.-III-68



INFLUÊNCIA DO TEOR DE MANGANEZ, NO AMOLECIMENTO PELO REVENIDO, DE UM AÇO CONTENDO 0,40 – 0,45% DE CARBONO.

FIG.–III– 69



INFLUÊNCIA DO TEOR DE CROMO, NO AMOLECIMENTO PELO REVENIDO, DE UM AÇO COM 0,35 % DE CARBONO.

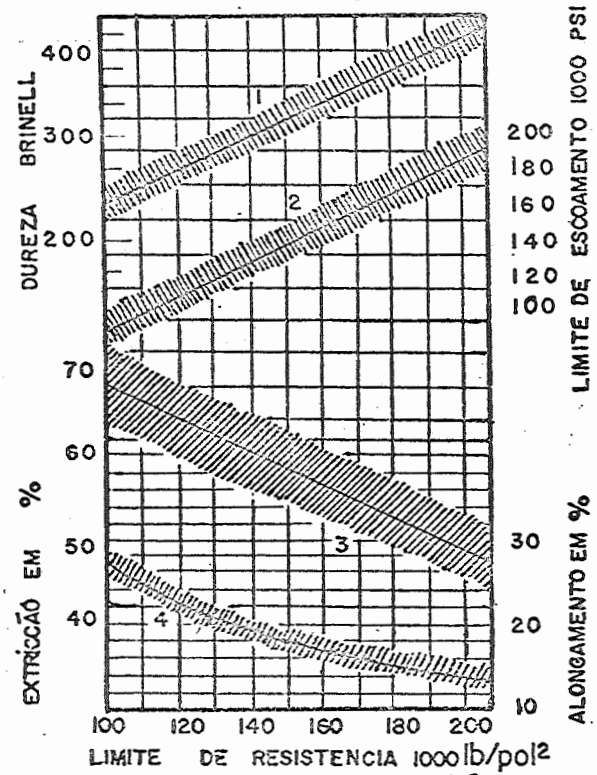
1– 12% Cr 2– 4% Cr 3– 2% Cr 4–0,5% Cr 5–0% Cr

FIG.–III–70

de alguns elementos no abaixamento de dureza, pelo - revenido, para alguns aços com elementos de liga.

O gráfico da Figura III-71 nos permite avaliar as propriedades da martensita após tratamentos de revenido com aproximação de até 10% para aços contendo entre 0,3 e 0,5%C, de baixa liga.

A influência de alguns elementos no revenido pode ser verificada, na parte final dêste trabalho, sob o título "Breve estudo da seleção dos aços".



1—DUREZA 2—LIMITE DE ESCOAMENTO 3—EXTRICÇÃO 4—ALONGAMENTO

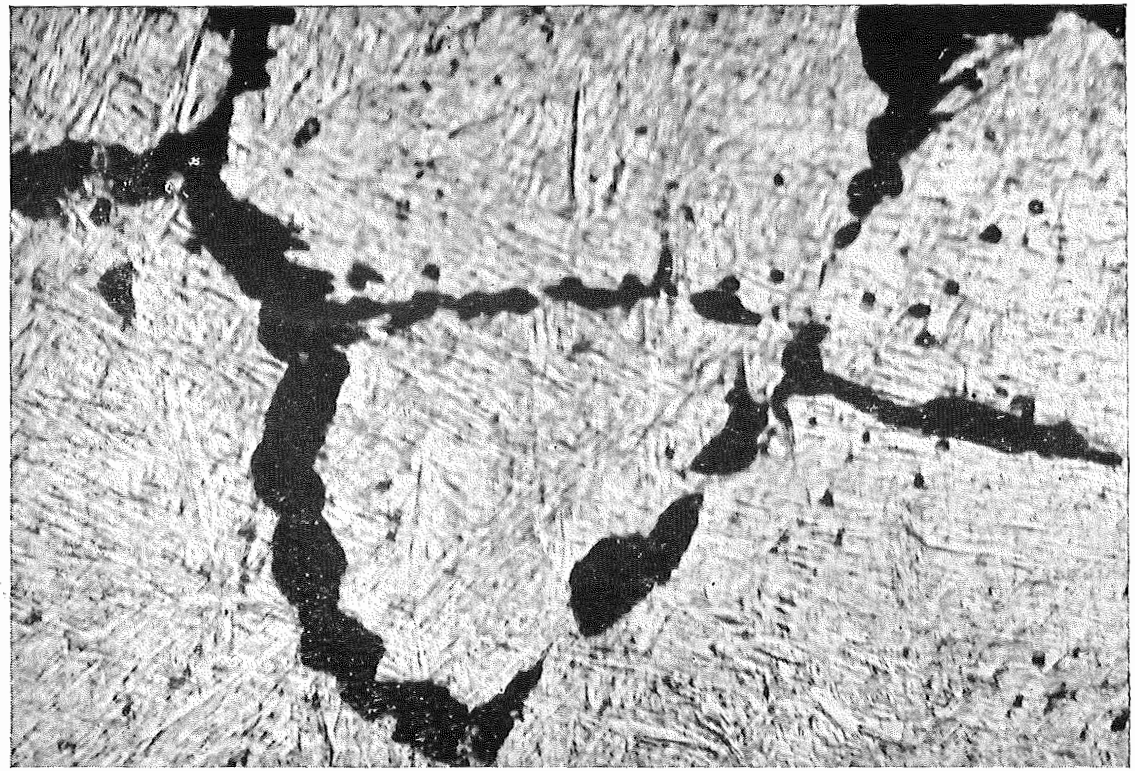
PROPRIEDADES MECÂNICAS PROVÁVEIS DA MARTENSITA AÇOS DE BAIXA LIGA—C=0,3 A 0,5 TEMP. REVEN.

FIG. III—71

CORES DE REVENIDO

Para tratamentos de aços ao carbono, entre as temperaturas de 220 e 320°C, podem ser utilizadas as chamadas cores de revenido, para determinar a temperatura atingida.

Dentro dessa faixa, e quando aquecidos em meio oxidante, os materiais que apresentam superfície po



Martensita e troostita — temperado de 750° C no resfriamento — ataque — reativo de ácido nítrico. 500 X.

lida - esmerilhada ou lixada - colorem-se de maneira variada com a temperatura, devido a camadas extremamente finas de óxidos, que decompõem a luz que incide na superfície das peças.

Os aços especiais - com elementos de liga - também são coloridos quando aquecidos em um meio oxidante, mas as temperaturas variam para a obtenção dessas cores com o elemento de liga e teores.

Para baixos teores, podem ser utilizadas as cores dadas para os aços comuns.

A Tabela III-6 nos mostra as cores atingidas em diferentes temperaturas, em graus centigrados.

CORES DO REVENIDO

	aço comum	aço inox	aço rápido
amarelo claro	220	260	260
amarelo ouro	240	320	320
pardo avermelhado	260	360	340
roxo	280	470	360
azul	300	520	450
azul claro	320	640	

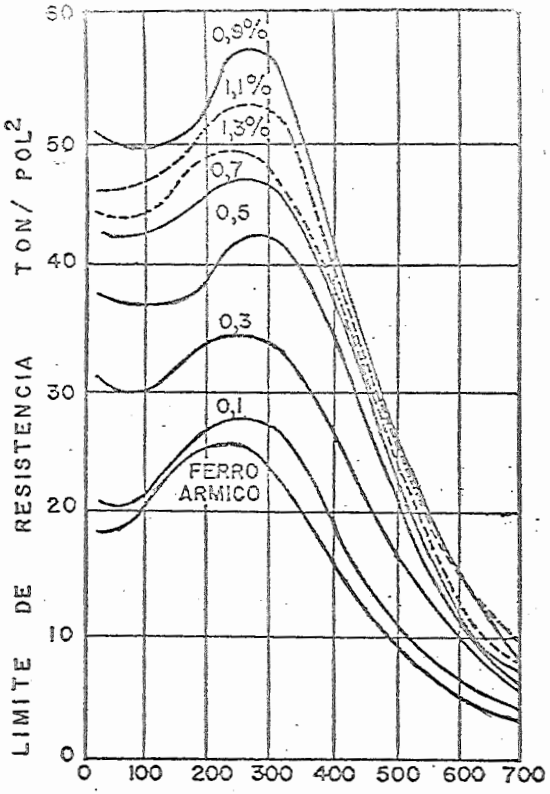
TABELA III-6

FRAGILIDADE DE REVENIDO

Certos aços ao carbono apresentam maior resistência e também maior fragilidade ao choque, Figuras III-72 e III-73, a temperaturas da ordem de 270°C, variável com o teor de carbono. É a chamada fragilidade ao azul, e êsses materiais devem ser utilizados a essa temperatura, com cuidado.

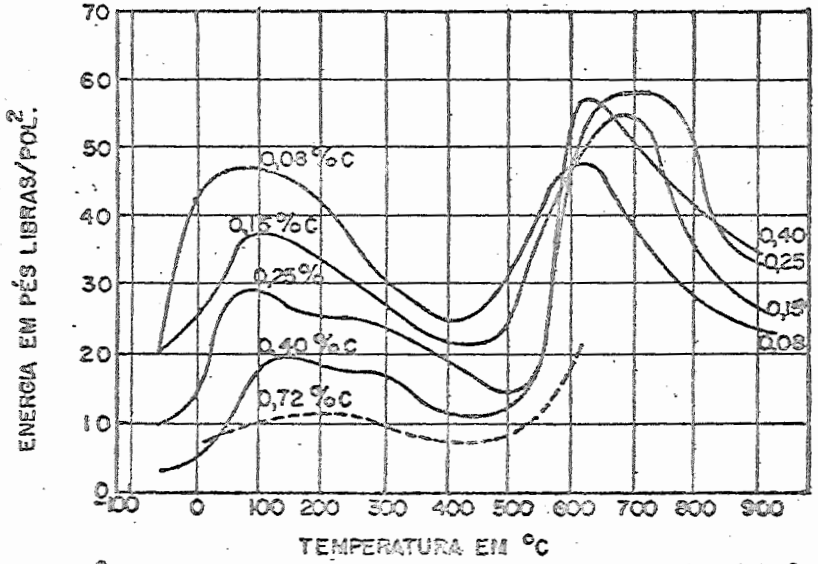
Foi verificado que, quando êsses aços são deformados nessa faixa de temperaturas, encruam mais do que quando deformados à temperatura ambiente.

No processo de fabricação, se são adicionados elementos que combinam com o oxigênio e o nítrogênio, desaparece a fragilidade. É o que ocorre, por exemplo, com aços de 0,05% C em que a adição de 0,06% Ti e 0,04% Al eliminam a fragilidade ao azul.



LIMITE DE RESISTENCIA DAS LIGAS Fe — C A TEMPERATURAS ELEVADAS

FIG. — III — 72



 RESILIÊNCIA DE AÇOS AO CARBONO À TEMPERATURAS ELEVADAS

FIG. - III - 73

Certos aços com elevados teores de manganês, - (1,2 a 2% Mn) e aços cromo-níquel, após a têmpera, - sendo revenidos entre 430°C e 650°C e esfriados lentamente, apresentam-se frágeis.

É a chamada "doença de Krupp", descoberto que - foi êsse fenômeno pela primeira vez, nas usinas dêsse nome.

Os aços, quando revenidos a temperaturas acima de 550°C, se são esfriados ràpidamente, deixam de apresentar o fenômeno. Dessa temperatura, até 430°C , qualquer que seja a velocidade de resfriamento, apresentam fragilidade. Quanto maior o tempo de permanência na faixa de temperatura de 430-550°C, maior a fragilidade.

A suscetibilidade de um aço a êsse tipo de fragilidade é dada pela relação:

$$s = \frac{\rho_r}{\rho_1}$$

onde ρ_r é a resiliência obtida em um material revenido e esfriado, ràpidamente, em água, e ρ_1 a resiliência dêsse mesmo aço, quando revenido, é esfriado lentamente.

Três elementos principalmente, elevam essa suscetibilidade: o fósforo, o cromo e o manganês. Adições de molibdênio neutralizam ou atenuam a fragilidade (0,2-0,5% Mo).

As Tabelas III-7, III-8, III-9 e III-10, nos - dão uma indicação da influência dêsses elementos na fragilidade.

INFLUENCIA DO FOSFORO NA RESILIENCIA IZOD

P %	Resiliência IZOD kgm resfriamento na água	resfriamento lento	suscetibilidade
0,018	12,4	12,8	0,97
0,039	12,2	12,0	1,02
0,079	11,6	5,8	2,0
0,152	12,0	0,63	19,1

TABELA III-7

INFLUENCIA DO MANGANES NA RESILIENCIA IZOD

C %	Mn %	Resiliência IZOD kgm				
		resfr. a água K_r	resfr. ao ar	resfr. a 2°,5 por minuto	resfr. a 0°,3 por minuto	susceti-bilidade
0,37	0,25	4,4	–	–	4,0	1,1
0,39	1,12	1,5	1,5	1,4	0,68	2,2
0,36	2,24	10,2	8,7	1,4	0,55	18,5
0,39	2,86	7,8	5,0	1,1	0,27	28,5

TABELA III-8

EFEITO DO METODO DE RESFRIAMENTO APOS O REVENIDO NO VALOR DA RESILIENCIA IZOD NOS AÇOS AO C R O M O

Composição %				revenido a 650°C		revenido a 750°C	
				Resiliência IZOD ft-lb		Resiliência IZOD ft-lb	
				após resfriamento		após resfriamento	
C	Cr	Mn	Si	na água	lentamente	na água	lentamente
0,20	1,85	0,14	0,05	105,2	105,2	113,2	113,6
0,22	2,80	0,10	0,08	99,7	98,7	111,7	108,3
0,21	3,88	0,18	0,10	97,4	50,0	111,9	106,0
0,29	5,54	0,08	0,12	88,7	22,3	108,8	93,2

TABELA III-9

Composição %					Resfriamento					Resiliencia IZOD	
					temperat.		meio	temperat da tempera		resfriamento	
C	Mn	Si	Ni	Cr	°C	°F		°C	°F	na água	lento
0,40			3,5		830	1525	oleo	600	1110	44	16,5
0,25	0,60	0,17	2,72	0,55	800	1470	oleo	600	1110	62	12
0,30	0,73	0,17	3,3	0,73	800	1470	oleo	600	1110	41	12
0,24	0,43	0,15	3,45	0,95	800	1470	oleo	600	1110	53	11
0,30	0,54	0,17	3,5	1,57	825	1515	ar	620	1150	26	8

TABELA III-10

O processo de fabricação também tem influência; os aços obtidos em fornos elétricos sendo menos frágeis do que os obtidos nos fornos Siemens-Martin.

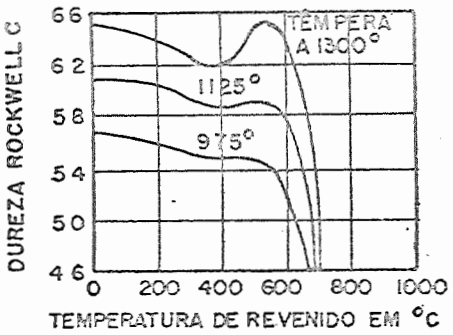
Essas anomalias ainda não estão bem explicadas, mas parecem ser devidas à precipitação de carbonetos nos contornos dos grãos durante o resfriamento lento entre 430-550°C.

Os aços que, após a têmpera, apresentam uma certa quantidade de austenita retida, podem após o tratamento de revenido, apresentar fragilidade pela formação de martensita, durante êste último tratamento.

A correção dessa fragilidade pode ser feita pelo sub-resfriamento, ou por um duplo revenido; o segundo tratamento de revenido vai modificar a martensita precipitada durante o primeiro tratamento.

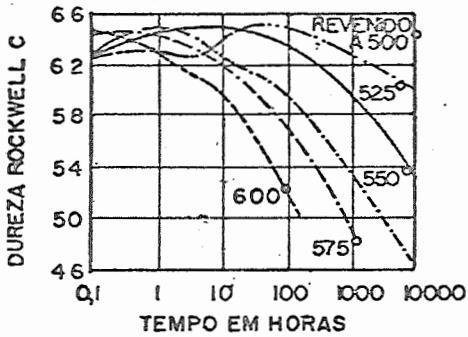
Êste é o tratamento recomendado para os aços rápidos. Êstes devem ser revenidos, também, à temperatura correta, para permitir o aparecimento do fenômeno de dureza secundária, que consiste no aumento de dureza com a temperatura de revenido, após ser atingida certa temperatura.

Os gráficos das Figuras III-74 e III-75,nos dão



INFLUÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE TÊMPERA E REVENIDO NA DUREZA SECUNDÁRIA DE UM AÇO 18-4-1

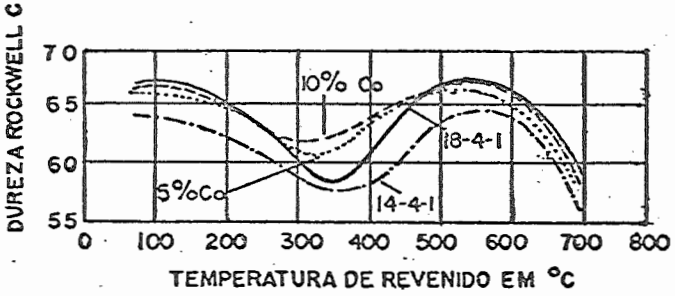
FIG.-III-74



INFLUÊNCIA DO TEMPO E TEMPERATURA DE REVENIDO NA DUREZA SECUNDÁRIA DE UM AÇO 18-4-1, TEMPERADO DE 1250°C.

FIG.-III-75

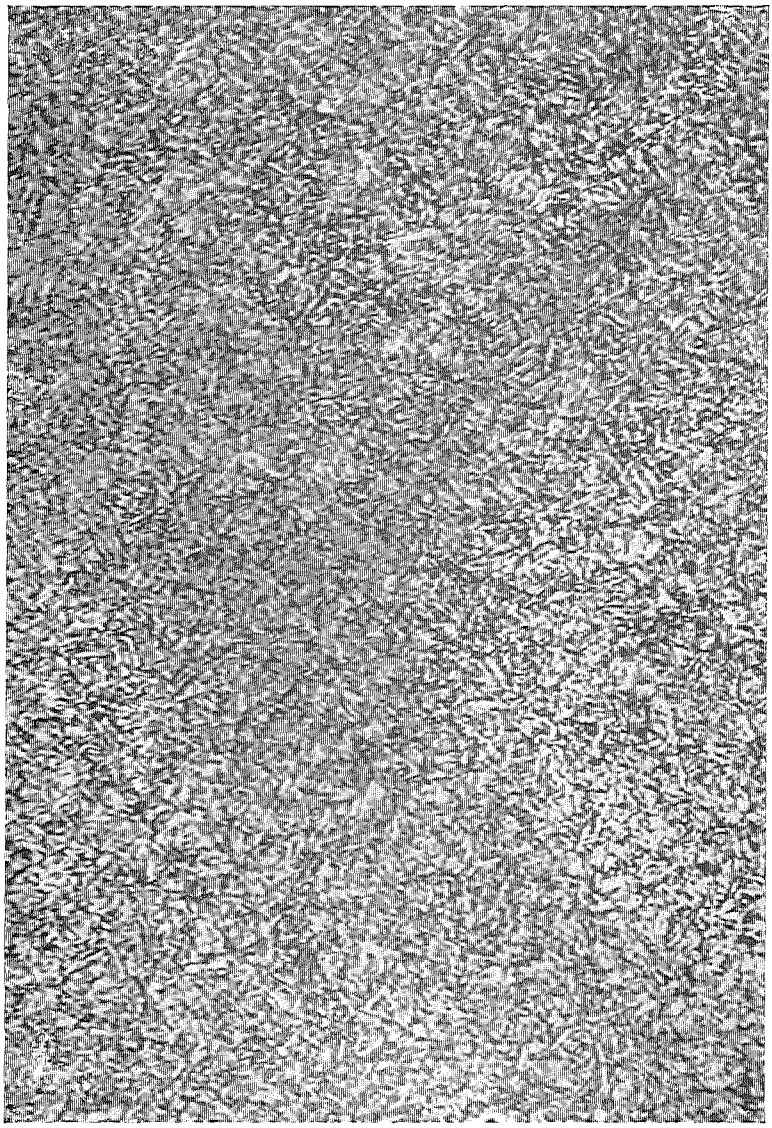
indicações a respeito do tratamento, a seguir, para um aço de tipo 18.4.1, e a Figura III-76 a variação de dureza de aços rápidos, com a temperatura de revenido.



INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE REVENIDO NA DUREZA DOS AÇOS RÁPIDOS

FIG.-III-76

Plancha VII



Sorbita — aço temperado e revenido — ataque — reativo de ácido nítrico. 500 X.

TEXTURA DOS AÇOS REVENIDOS

Com o aquecimento, a martensita presente nos aços temperados começa a sofrer alterações desde que a temperatura ultrapasse 100°C, porém a textura apresenta pouca diferença da martensita. A essa temperatura ocorre mais um alívio de tensões.

À temperaturas mais elevadas essa alteração da estrutura já é bem visível e o material apresenta o que se denomina textura sorbitica, ainda bem semelhante a martensita. A faixa de temperaturas vai de 250°C até 550°C.

A textura que se apresenta com tratamentos a temperaturas mais altas denomina-se sorbita. O seu aspecto é de pequenos glóbulos de cementita sôbre um fundo de ferrita, mantendo uma distribuição que lembra a textura martensítica de onde proveio. Plancha - VII.

COALESCIMENTO

Quando as temperaturas de revenido se avizinham do limite inferior da zona crítica, aparece uma textura denominada coalescida.

Os aços, nêste estado, apresentam glóbulos de cementita, formados pela aglomeração ou aglutinação dos pequenos glóbulos de cementita da sorbita, sôbre um fundo de ferrita. No caso de aços com elementos de liga, os glóbulos são formados por carbonetos complexos.

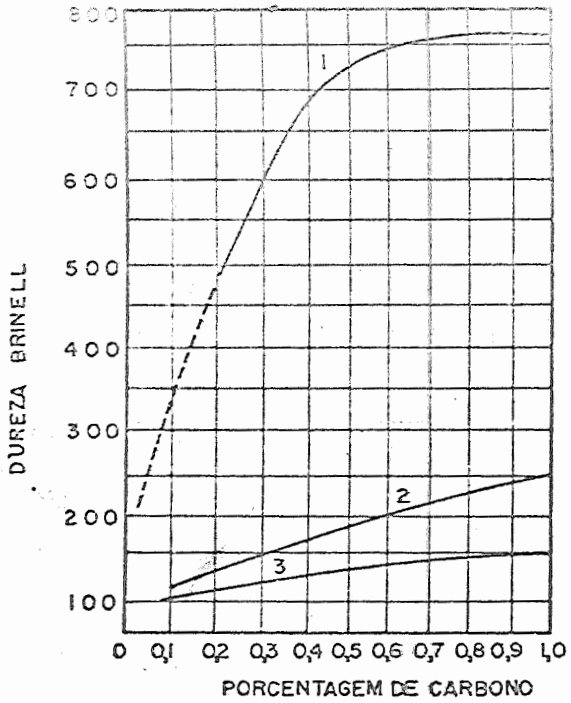
Esta estrutura pode ser obtida também por um aquecimento prolongado, oscilando em tôrno de 720°C, a partir de aços recozidos.

Entre todos os tratamentos a que um aço pode ser submetido, êste é o que dá durezas mais baixas - Figura III-77 - permitindo nêsse estado uma usinagem mais econômica.

TRATAMENTOS ISOTERMICOS

Os resfriamentos contínuos dão, como já foi explicado, uma estrutura em que podem aparecer vários constituintes misturados, com exceção do tratamento de têmpera.

Baseados no conhecimento das curvas em S dos aços,



1— TEMPERADOS—DUREZA MAX.-MARTENSITA — 2-RECOZIDOS—3-COALESCIDOS

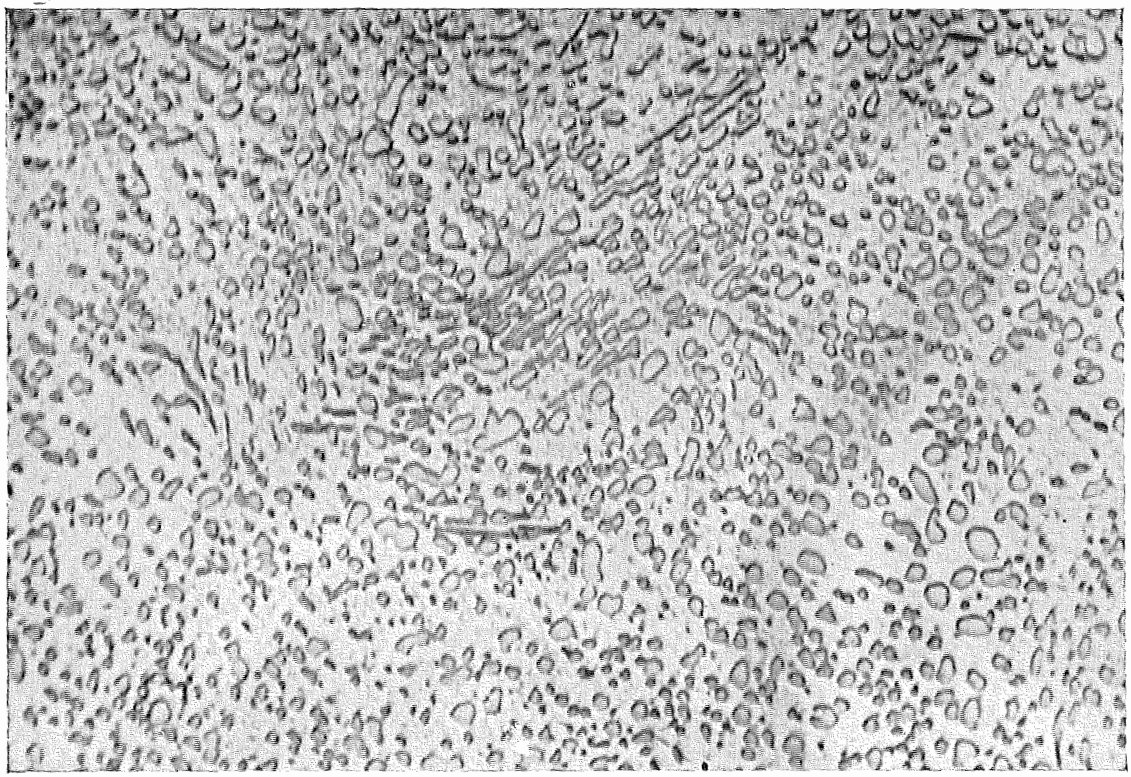
FIG.-III-77

podem ser executados os chamados tratamentos isotérmicos, que permitem a obtenção de uma estrutura uniforme.

São três os tratamentos isotérmicos que podem ser executados:

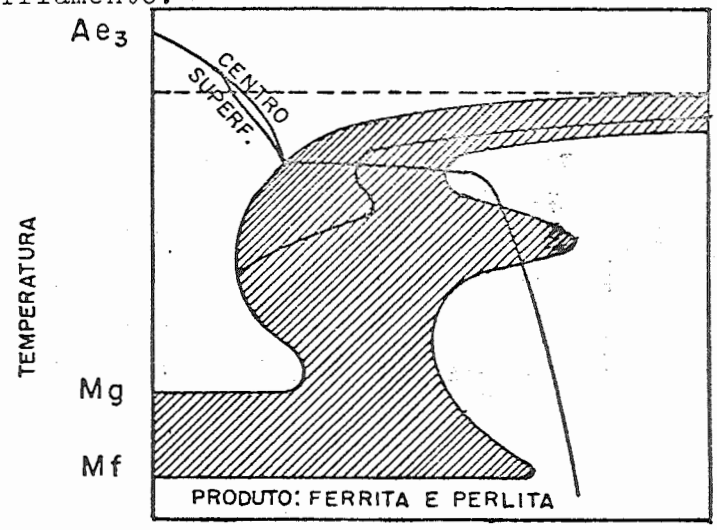
a) Recozimento - esfriando-se bruscamente um aço, completamente austenitizado, a uma temperatura a baixo da zona crítica, mas acima do cotovelo da curva em S (550°C aproximadamente), e deixando-se o material a essa temperatura durante o tempo suficiente para terminar a transformação, Figura III-78, executamos um recozimento isotérmico. Após terminada a transformação, a peça pode ser esfriada, ràpidamente.

Os produtos de transformação resultantes são os mesmos obtidos pelo recozimento simples, dependendo do teor de carbono do aço, porém a estrutura é mais homogênea e pode ser escolhida uma temperatura de resfriamento, na qual se consegue diminuir o tempo total de recozimento, ou obter uma certa dureza deseja



Ferrita e glóbulos de cementita — aço coalescido — ataque — reativo de ácido nítrico. 1000 X.

da; assim, para um aço eutetóide, podem ser obtidas durezas desde 5 até 40 R_C, dependendo da temperatura de esfriamento.



CURVAS DE ESFRIAMENTO

FIG.-III-78

As propriedades do material variam de acôrdo com o espaçamento das lamelas da perlita, espaçamento êsse que se torna cada vez menor à medida que baixa a temperatura, Figura II-27.

b) Austêmpera - êste método consiste em esfriar bruscamente o aço, da temperatura de austenitização, para uma temperatura abaixo do cotovelo da curva em S, mas acima da linha M_S, na faixa de formação da bainita, Figura III-79.

O aço com estrutura bainítica tem elevada dureza (quando formadas a baixas temperaturas), mas não é tão frágil como o material temperado e revenido apresentando a mesma dureza, como pode ser visto no exemplo da Figura III-80. Para alguns tipos de aço - quando as durezas variam entre 40 e 58 R_C, com uma pequena variação de 4 R_C nessa faixa, as propriedades são melhores nos aços austemperados, Figura III-81.

Segundo Zimmerli, as molas austemperadas apresentam mais baixo limite de fadiga, e segundo Legge, com durezas idênticas o limite de escoamento das pe-

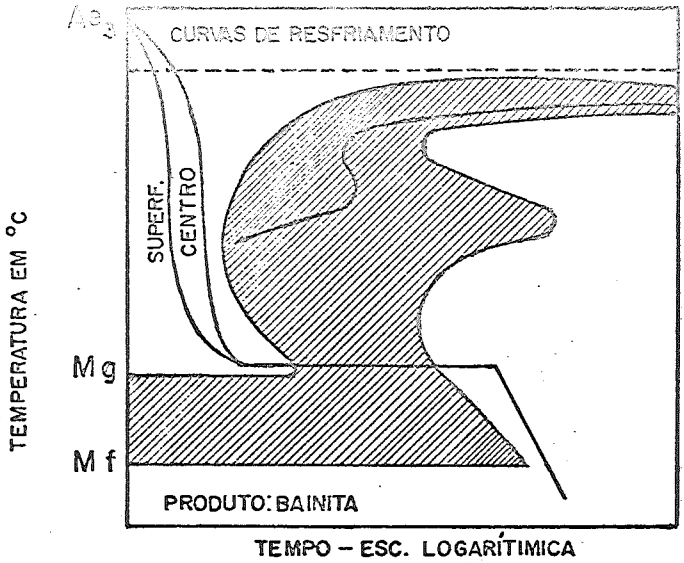


FIG.-III-79

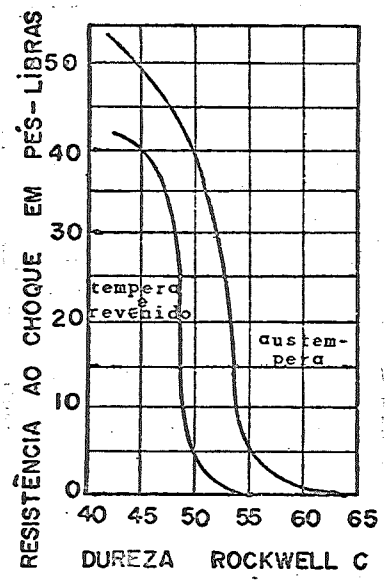
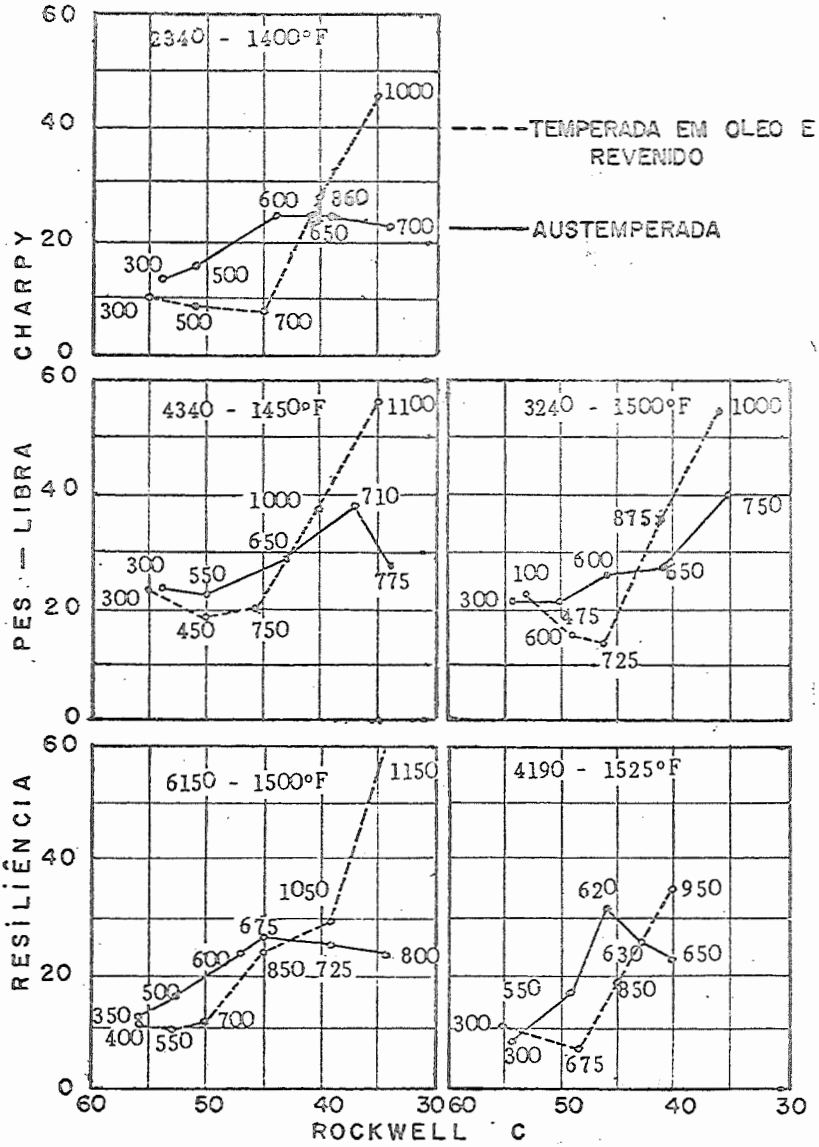


FIG. III-80

ças austemperadas, é menor.

Êste processo é indicado para peças de pequenas secções pois o meio de esfriamento (sal ou metal fundido), dá uma relativamente baixa velocidade de es-



Relação entre resiliência e dureza em amostras austemperadas uma hora e amostras temperadas e revenido uma hora: temperaturas indicadas.

Fig.III-81

friamento. Com aços ligas os diâmetros podem ser aumentados, mas a sua escôlha deve ser feita criteriosamente, para evitar um tempo demasiadamente longo - de tratamento, se a curva em S se afastar, demasiadamente, para a direita, na faixa de temperatura indicada.

Não havendo uma queda de temperatura muito grande, e não havendo formação de martensita, as tensões internas que aparecem são menores do que na têmpera, não havendo distorções e empenamentos nas peças.

c) Martêmpera - o esfriamento brusco da têmpera produz tensões internas nas peças, podendo ocasionar o aparecimento de empenamentos e trincas.

O tratamento conhecido por martêmpera, que consiste em esfriar o material a uma temperatura pouco acima de M_S, até a temperatura ser pràticamente igualada no centro e na superfície e sem dar tempo para que haja início de formação de bainita, seguido de um resfriamento ao ar até a temperatura ambiente, evita êsses inconvenientes. Com êste tratamento, é evitado, também, o aparecimento de trincas microscópicas, que aparecem, geralmente, nos aços de alto carbono, temperados violentamente e, que diminuem a sua resistência e aumentam a fragilidade.

Êsse tratamento é representado esquemàticamente na Figura III-82.

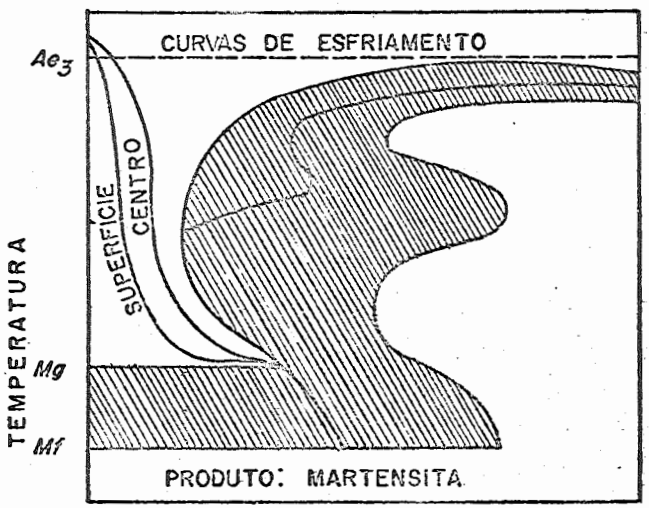


FIG. III—82

Na têmpera comum, grande parte das tensões aparecem devido a que, às transformações austenita-martensita, ocorrem em tempos relativamente diferentes, nos diversos pontos da peça - periferia e centro, ou partes finas e partes grossas.

No tratamento de martêmpera, o gradiente de temperatura é muito menor durante o resfriamento, para formação de martensita, e esta ocorre, então, muito mais uniformemente em tôda a peça, o mesmo acontecendo com o aparecimento das tensões.

Êsse tratamento, assim como o de austêmpera, apresenta dificuldades quando as peças são de grande espessura: para removê-las utilizam-se aços ligas adequados e agitação do meio de resfriamento.

Após a martêmpera, o aço, se fôr o caso, pode ser revenido, para que sejam obtidas as propriedades desejadas.

Se as peças, apesar de esfriadas dessa maneira, tendem a empenar, no primeiro resfriamento, elas podem ser retiradas do banho, que deve, nêste caso, estar a uma temperatura um pouco mais alta, e endireitadas. Elas podem sofrer essa deformação, pois ainda não estão austeníticas. A seguir, são esfriadas para temperar. martensíticas

Se com o resfriamento ao ar, após o esfriamento brusco, a peça não tempera, o resfriamento pode ser feito em banho de óleo.

Êstes dois tratamentos podem ser realizados com aproximação, dependendo da perícia do operador, executando o resfriamento brusco em água, por alguns segundos, e transferindo a peça, depois, para o banho de óleo.

É sugerido, por alguns autores, colocar em um mesmo recipiente, a água e o óleo, que flutua.

Mergulha-se a peça ràpidamente, no fundo, onde se encontra a água e, a seguir, ergue-se a peça para que permaneça no óleo.

Êste sistema apresenta o inconveniente da peça levar em sua superfície, para a têmpera na água, uma camada de óleo, que modifica as condições da têmpera pela água.

De Smet sugere a utilização, para êste sistema de têmpera, de um óleo mais denso do que a água.

TÊMPERA SUPERFICIAL DOS AÇOS

A têmpera superficial de peças de aço é aplicada quando é desejada sòmente uma camada endurecida, ou quando por sua forma, dimensões, e tipo de aço empregado, não é possível endurecê-la por meio da têmpera normal.

O processo consiste, como o nome indica, em aquecer rápida e só superficialmente, a peça ou zonas da peça que devem ser temperadas, esfriando-as, a seguir, ràpidamente.

O aquecimento pode ser feito por meio de chamas Figura III-83 - ou por meio de correntes induzidas - aquecimento por indução - Figuras III-84 e III-85.

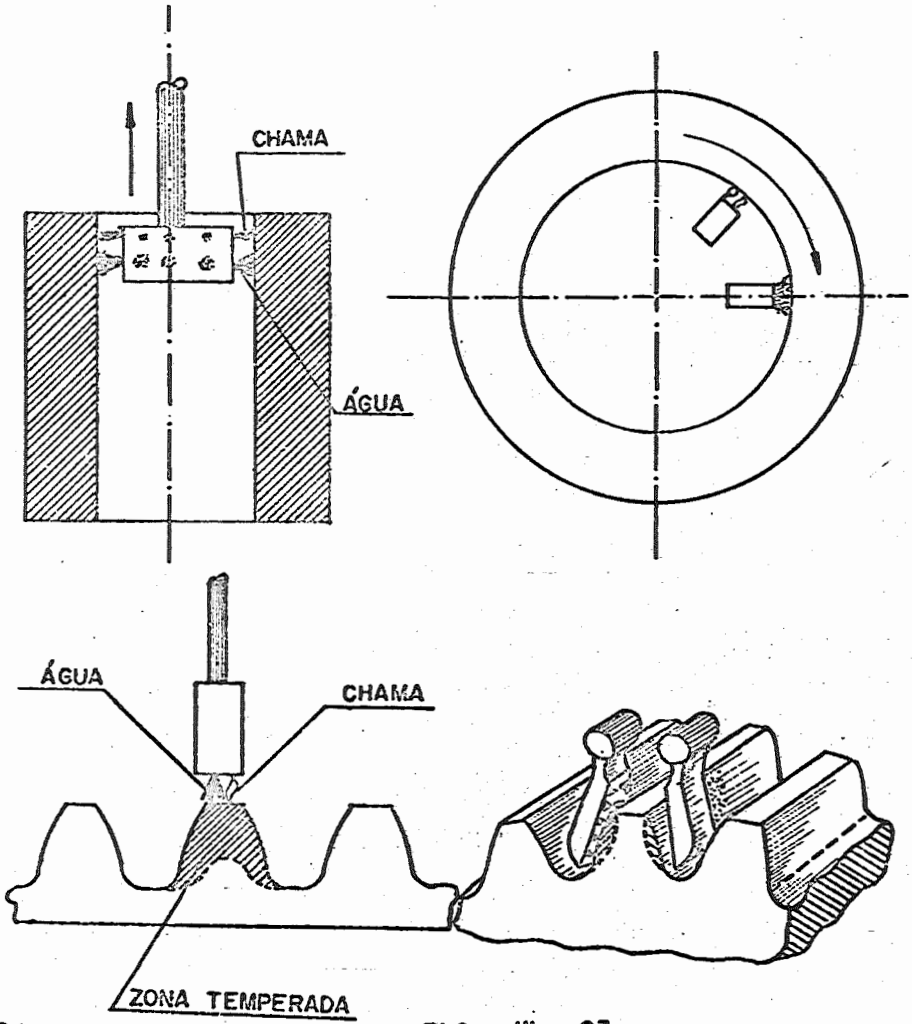


FIG. III — 83

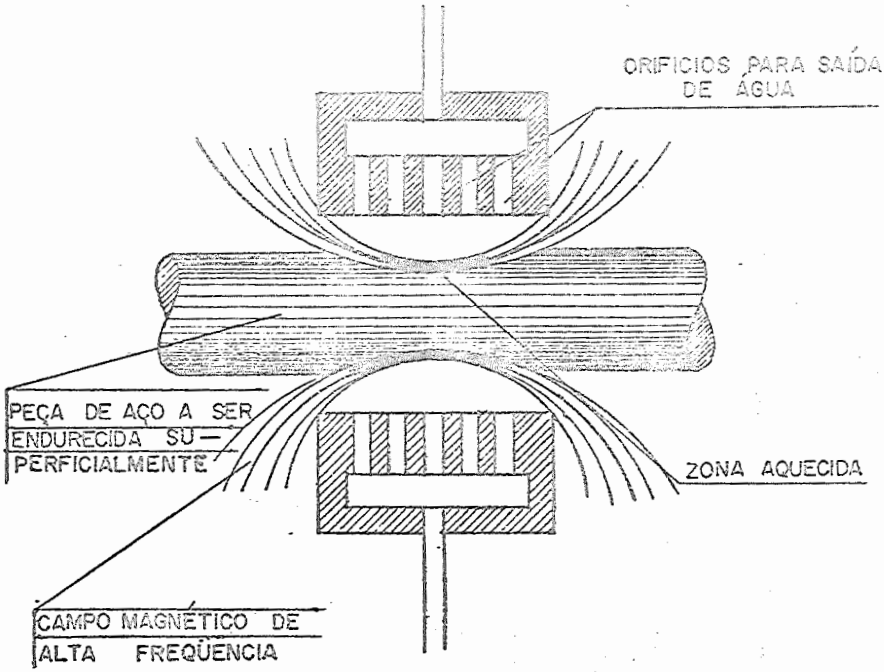
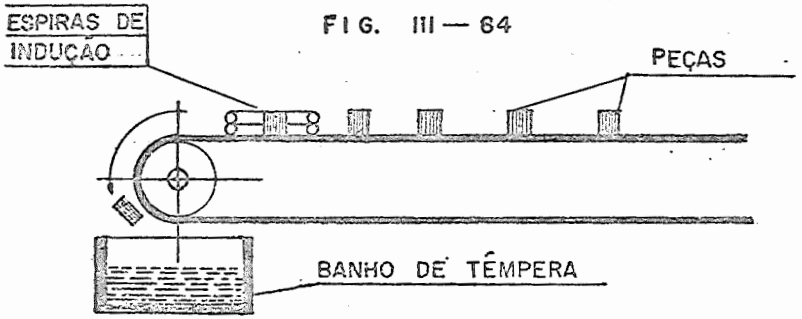


FIG. III — 64



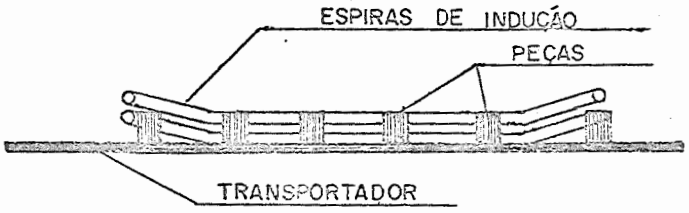


FIG. III — 85

Os tratamentos, em geral, são feitos mecânicamente, podendo haver deslocamento da peça sob o sistema de aquecimento e esfriamento, ou o deslocamento dêstes estando a peça fixada, ou combinação de movimentos.

As peças assim tratadas, podem sofrer deformações, e cuidados especiais devem ser tomados para prevení-las, podendo a peça, inclusive, ser feita depois de previsto ou verificado o grau de deformação que sofrerá, com uma deformação igual, mas de sentido contrário àquela, Figura III-86.

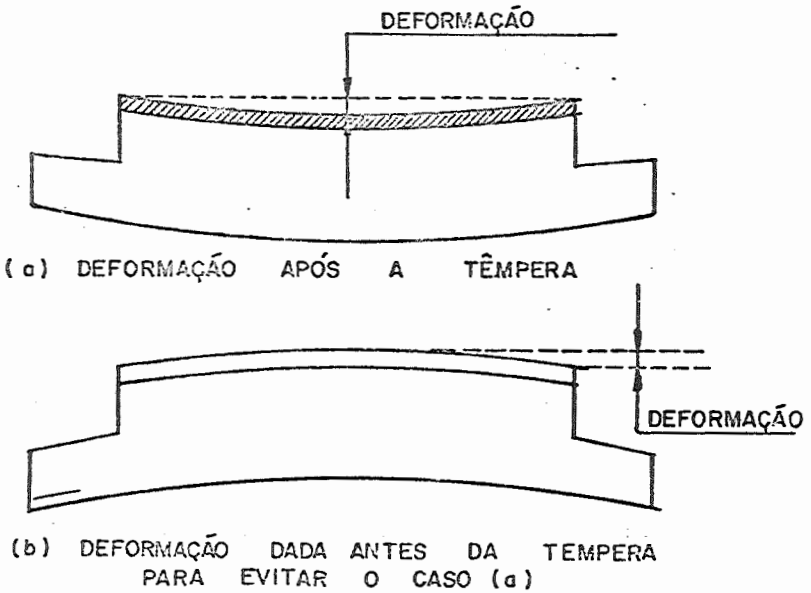


FIG. III—86

Peças grandes, em geral, sofrem pequenas deformações, pois que a grande massa metálica fria, pode suportar os esforços causados pelas tensões que surgem na fina camada temperada.

Esta camada pode ter sua profundidade variando grandemente, na dependência da velocidade de caminhamento de chama ou peça, ou tempo de aquecimento, temperabilidade do aço, meio de têmpera, etc.

Os aços de alto teor de carbono apresentam, mais fàcilmente, quando assim tratados, destacamento da camada endurecida. São recomendados para êsse tratamento principalmente aços contendo entre 0,4 e 0,6% de carbono.

BIBLIOGRAFIA

1) Kitice T. e Pereira R.L. - Tratamentos Térmicos dos Metais - E E.S.C. - pub.nº 34 - 1960

2) W.Crafts e J.L.Lamont - Hardenability and Steel Selection - Pitman - cop. 1949

3) D.K. Bullens - Steel and its Heat Treatment - J.Wiley - 1948

4) H.Colpaert - Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns - IPT - bol.40 - 1951 - 2ª edição - 1959

5) Republic Steel Corp. - Heat Treating Republic Alloy Steel - 1949

6) E.C. BAIN - Functions of the Alloying Elements in Steel - 1939

7) U.S.S. - Atlas of Isothermal Transformation Diagrams - 1951

8) R.F. Mehl - Metalurgia do Ferro e do Aço - E.P. U.S.P. - 1944

9) U.S.S. - The Making, Shaping and Treating of Steel - 1951

10) M.A. GROSSMAN - Principles of Heat Tratment-ASM 1955

11) R.H. SHERRY - Steel Treating Practice - Mc Graw 1929

12) A. SAUVER - The Mettallography and Heat Treatment of Iron and Steel - Mc Graw - Cop. 1935

13) V.CHIAVERINI - Aços Carbono e aços ligas - Bol. Geologia e Metalurgia C.M.R. - nº11- 1955

14) A.S.M-Hardenability of Alloy Steels - cop.1939

15) J.M.L. y ESTEBAN - Tecnologia del Acero - Zaragosa - 1959

16) G. De SMET - La Pratique des Traitmentes des Metaux Industriels - Dunod - 1957

17) A. PORTEVIN - Introduccion el Estudio de los Tratamientos térmicos de los Productos Metalúrgicos - trad. S.Guszonowica - Montevideu - 1945

18) J.A. BARREIRO - Tratamientos Térmicos de los Aceros - Dossat - 1958

19) O. PATTERMANN e R.WEIKHARTER - Manual del Acero - Su tratamiento y empleo - Buenos Aires - 1957

20) J.M. FRANÇA e J. G. HAENEL - Temperabilidade dos aços e sua determinação in Bol. ABM nº -2 Vol. 2 - pág. 31

21) A.S.M. Metals Handbook - 1948

22) S.A.E. - 1957

23) A.B.M. - Princípios Básicos de Metalurgia- pontos 24 e 25 - 1958-59

24) U.S.S. - Suiting the Heat Treatment to the Job - 1946

25) B.G. WARD JR - Match the Burner to the Job. in American Mechinist - nov.16 - 1959

26) A.F. DOS SANTOS - Influência da forma das peças de aço tratadas tèrmicamente in Bol.Mecânica Aplicada - E.E.S.C. -pag. 79 - 1959

27) J.A. BARREIRO - Aceros Especiales - Dossat - 1956

28) G. GUZZONI - Gli Acciai - Hoepli - 1945

29) A.B. KINZEL e W.CRAFTS - The Alloy of Iron and Chromium - Vol.I - Mc Graw - 1937

30) F.T. SISCO -The Alloys of Iron and Carbon - vol. I. - Mc Graw - 1937

31) *A.F. dos SANTOS e W. GARLIPP - Estudo da influência do tempo de revenido na dureza de um aço tipo R.C.G. - tratado a diversas temperaturas - trabalho inédito - E.E.S.C. - 1960*

32) *GELL J.P. ROBERTS G.A. e outros - Aciers D'outillage - Dunod - 1951*

CAPITULO IV

TRATAMENTOS TERMO-QUÍMICOS

INTRODUÇÃO

Por cementação compreendemos o tratamento termo-químico de aumento do teor de um elemento na superfície de um metal ou liga, com o fito de obter certas propriedades superficiais.

O têrmo cementação é mais empregado para o tratamento que tem o fito de aumentar o teor de carbono na superfície dos aços; os outros tratamentos termo-químicos executados sôbre aços ou outras ligas, tomam designações diferentes.

A cementação é um processo conhecido há muito tempo, havendo citação no primeiro livro conhecido sôbre metalurgia: De La Pirotecnia - Vannoccio Biringuccio - 1540 - Sôbre o método de fabricar aço - Capítulo VII.

O processo já era empregado há 1200 anos A.C., no Egito, como pôde ser verificado por exames metalográficos feitos em peças dessa época.

O processo de cementação consiste em aquecer a parte a ser cementada em contato com um sólido, líquido ou gás, contendo o ou os elementos cementantes e que podem cedê-los a essa temperatura, ocorrendo, então a sua difusão da periferia para o centro da peça.

A cementação dos aços pelo carbono é empregada de maneira a elevar a sua dureza superficial, deixando o seu núcleo mais mole e tenaz, as peças apresentando, então, maior resistência ao desgaste e, com - boa resistência aos choques. Como exemplo de aplicações, podem ser citadas engrenagens, assentos dos - mancais nos virabrequins, pinos de pistão de automóvel, excêntricos, etc.

As peças para serem cementadas, devem ser submetidas a êsse tratamento, depois de prontas, tornando -se necessário sòmente um pequeno acabamento superficial, para evitar a retirada de parte da camada cementada, justamente a mais rica em carbono. Na plancha IX, pode ser visto o aspecto micrográfico junto à superfície de uma peça cementada.

CEMENTAÇÃO PELO CARBONO

Esta ocorre pelo processo sólido ou em caixa, como é denominado, e pelo processo de gás, pela ação - do CO.

$$3\ Fe + 2\ CO \rightleftharpoons C\ (\text{no ferro}) + CO_2 \qquad (1)$$

O carbono nascente formado na superfície da peça, difundindo-se para o interior.

No processo líquido, a cementação provàvelmente também ocorre pela ação do mesmo gás, que nêle está dissolvido. Outras reações também ocorrem nas cementações a gás ou por líquido.

AÇOS PARA CEMENTAR

Qualquer aço de baixo teor de carbono, geralmente, sendo empregados aços com até 0,2% C, pode ser - cementado.

A escôlha do aço para a confecção de uma peça que deve ser cementada será feita pelo meio de têmpera, que pode ser empregada para a peça - influência do tamanho - formato, etc. - e pelas propriedades desejadas no núcleo não cementado.

Ambos os fatôres são influenciados pelo teor de carbono e teor de diferentes elementos de liga.

O teor de manganês, segundo autores franceses e italianos, deve ser baixo - menos do que 0,4% Mn - pois que êste elemento torna frágil a camada cementada, tornando fácil o seu destacamento da parte não cementada. Outros autores já recomendam aços com até 1% de manganês, possìvelmente, pelo aumento da temperabilidade que dá aos aços.

Outros elementos que também devem aparecer em baixos teores são: o alumínio, o vanádio e o silício, pois que restringem à zona austenítica, êste último, podendo ainda promover a grafitização do carbono.

O níquel é empregado em teores de 5%. É um elemento desejado, pois apesar de diminuir a velocidade de difusão impede, em parte, o crescimento dos grãos e dá maior tenacidade aos aços. Aumenta a temperabilidade.

O Cromo, em teores relativamente baixos, aumenta a velocidade da cementação.

Em geral, são empregados aços cromo-níquel, ou cromo-níquel-molibdênio, dando têmpera mais fácil e camadas endurecidas em secções maiores.

São empregados, também, aços ao Ni-Mo, que apresentam boa resistência aos choques ou aços Cr-Mn ou Mn-Mo, com grande resistência ao desgaste.

Dependendo, então, do emprêgo da peça, sua responsabilidade, tamanho, forma, etc., escolhe-se um aço ao carbono, um aço com teores médios de elementos de liga, ou altos teores de ligas.

Na Tabela IV-1 são dados alguns aços para cementação e suas aplicações, segundo especificação americana.

CEMENTAÇÃO EM CAIXA

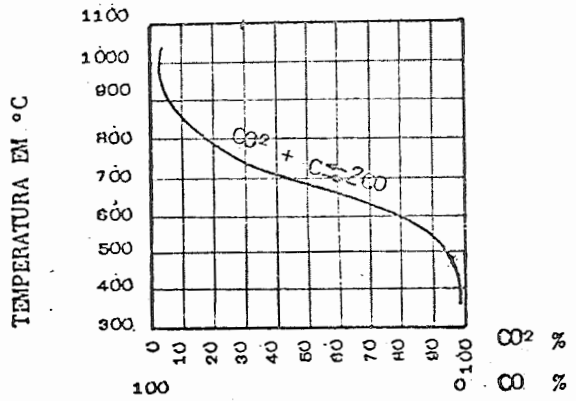
Na cementação em caixa, a ação do CO vai depender da relação $CO:CO_2$, que é função da temperatura - Figura IV-1, desde que haja carbono suficiente em presença, segundo a reação:

$$C + CO_2 \rightleftharpoons 2\ CO \qquad (2)$$

A cementação que ocorre, como já foi dito, por absorção e difusão do carbono pela superfície metálica é possível, pois que a temperatura de tratamento,

TABELA IV-1

tipo SAE	Aços para cementação e suas utilizações						
	composição						Aplicações
	C	Mn	Ni	Cr	Mo	V	
3115	0,13-0,18	0,40-0,60	1,10-1,40	0,55-0,75			Engrenagens, brocas de perfurações geológicas
3120	0,17-0,22	0,60-0,80	1,10-1,40	0,55-0,75			Engrenagens, coroas, pinhões
4120	0,17-0,22	0,70-0,90		0,60-0,80	0,20-0,30		Engrenagens, pinos, eixos
4615	0,13-0,18	0,45-0,65	1,65-2,00		0,20-0,30		
4620	0,17-0,22	0,45-0,65	1,65-2,00		0,20-0,30		
6120	0,17-0,22	0,70-0,90		0,70-0,90		0,10 min	
2320	0,17-0,22	0,40-0,60	3,25-3,75				
2512	0,09-0,14	0,45-0,60	4,75-5,25				Vibraquins, engrenagens
3315	0,13-0,18	0,45-0,60	3,25-3,75	1,40-0.75			Engrenagens, pinos, pinos de pistão
4320	0,17-0,22	0,45-0,65	1,65-2,00	0,40-0,60	0,20-0,30		Eixos, engrenagens, pinos.
4820	0,18-0,23	0,50-0,70	3,25-3,75		0,20-0,30		



CURVA DE BOUDOUARD

FIG. IV — 1

o ferro está na forma alotrópica gama, que pode absorver e dissolver carbono. Se a relação CO:CO_2 é aumentada, o teor de carbono no ferro também será aumentado, e há interêsse, então, em manter o teor de CO bem alto para que não possa ocorrer a descarbonetação - Figuras IV-2 e IV-3.

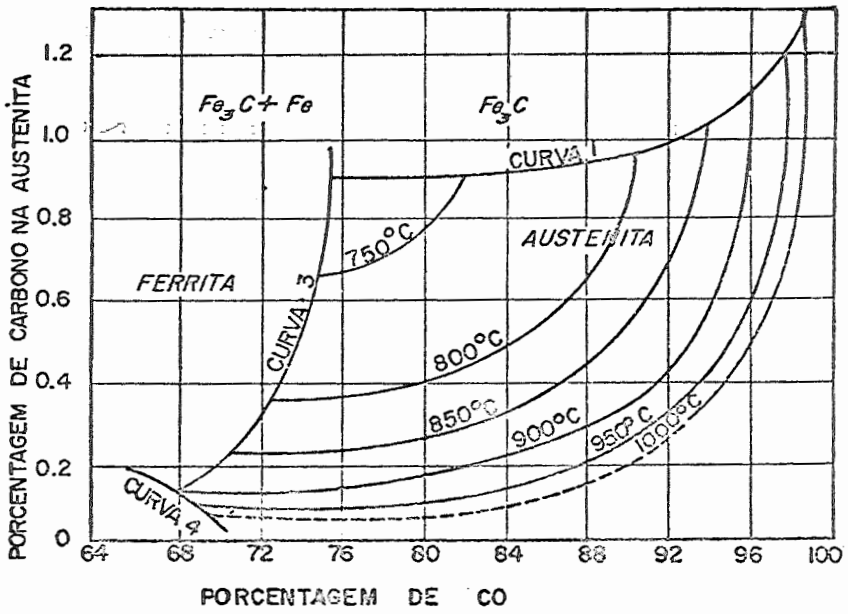


FIG. IV — 2

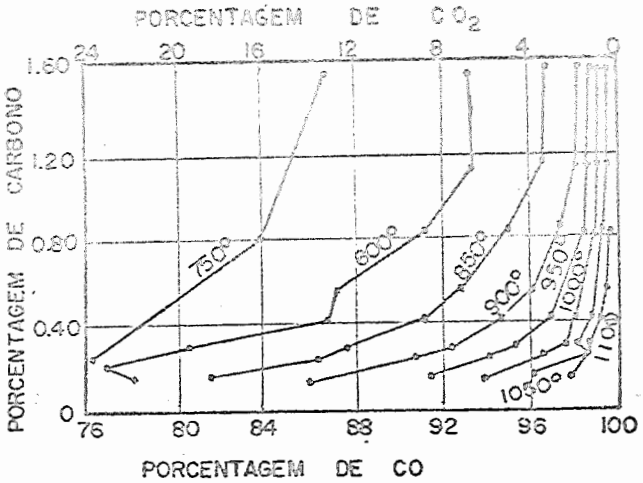


FIG. IV — 3

Por êsses gráficos pode ser observado que, quanto mais alta a temperatura, maior a relação $CO:CO_2$ - necessária para obter o mesmo teor de carbono no ferro.

O fenômeno ocorrendo por difusão, quanto mais - alta a temperatura, mais rápido é o fenômeno, porém, as temperaturas de tratamento são mantidas na faixa entre 900 e 950°C, principalmente, visando um menor desgaste dos fornos e das caixas. Nesta faixa, o material está completamente austenitizado e a reação é relativamente rápida.

Na cementação sólida ou em caixa sempre são obtidas condições satisfatórias quanto a relação $CO:CO_2$, para o aumento de teor de carbono, desde que o material esteja austenitizado.

Estas condições são ainda melhoradas pela adição de agentes catalizadores, sendo mais generalizado o emprêgo de Carbonato de Bário. A ação dêste elemento ainda não está bem explicada.

Podemos ter as seguintes reações:

reação	aumento da relação $CO:CO_2$
$Ba\,CO_3 + C \rightleftarrows BaO + 2\,CO$	(3) pelo aumento de CO
$BaO + CO_2 \rightleftarrows BaCO_3$	(4) pela diminuição de CO_2

ou ainda:

$$BaCO_3 \rightleftharpoons BaO + CO_2 \qquad (5)$$

$$CO_2 + C \rightleftharpoons 2\ CO \qquad (6)$$

$$BaO + 2\ CO + 3\ Fe \rightleftharpoons BaCO_3 + C\ (\text{no ferro}) \qquad (7)$$

Outra teoria bastante aceita é a seguinte:

O Carbonato de Bário, com o aquecimento se decompõe, lentamente, segundo a reação (5), liberando CO_2 que se combina com o carbono, dando o monóxido de carbono, (reação 6) enriquecendo a mistura com êste gás; o desprendimento de CO_2 facilita o aparecimento do CO. Êste reage com o ferro segundo a reação (1).

No esfriamento, diminui a relação $CO:CO_2$, segundo a reação (2) e gráfico da Figura IV-1, ocorrendo, então, a reação (4).

Uma teoria que explica, razoàvelmente, o processo pode ser resumida nas seguintes reações:

$$BaCO_3 + C \rightleftharpoons BaO + 2\ CO \qquad (3)$$

a decomposição do carbonato de bário em presença do carvão dando diretamente monóxido de carbono, e para cada temperatura, mantendo um teor dêsse gás, mais elevado do que o indicado pela curva da Figura IV-1.

Se ocorresse a reação da decomposição (5) e a seguir, a reação (6) esta só atingiria a curva de equilíbrio, Figura IV-1, e não seria obtida uma atmosfera mais rica em monóxido de carbono.

Pela lei de ação das massas, quanto maior fôr a concentração de CO, mais rápida se torna a reação, - que é verificado comparando cementações executadas - só com carvão e com carvão mais carbonato de bário.

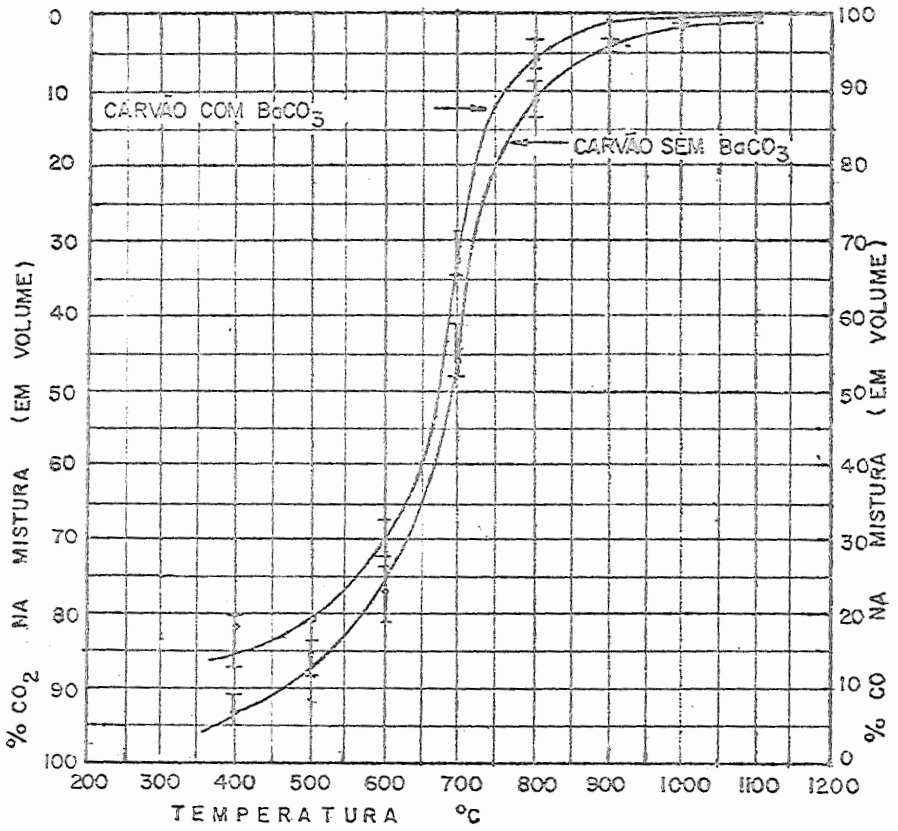
A seguir, ocorreria a reação (7):

$$BaO + 2\ CO + 3\ Fe \rightleftharpoons BaCO_3 + C\ (\text{no ferro}) \qquad (7)$$

O carbonato se recompondo - tendo sòmente função catalítica - e o ferro absorvendo carbono, a rea

ção sendo ativada pela existência de uma atmosfera - mais rica em monóxido.

Tentando explicar a ação do carbonato de bário na formação do CO, e também, a última teoria exposta foram feitas várias experiências, cujos resultados - podem ser verificados no gráfico da Figura IV-4.



CURVA DE BOUDOUARD

FIG. IV—4

Dos dados dêsse trabalho pode ser verificada, - também, a influência do catalizador na formação de - volumes bem maiores de CO, à temperatura entre 700°C e 1100°C, do que com o aquecimento do carvão sem carbonato de bário.

As equações:

$$2\ CO \rightleftharpoons C + CO_2 \qquad (2) \qquad e$$

$$3\ Fe + 2\ CO \rightleftharpoons C\ (\text{no ferro}) + CO_2 \qquad (1)$$

apresentam, como constantes de equilíbrio, os seguintes valores:

$$K_1 = \frac{PCO_2}{(PCO)^2}$$

onde:

PCO_2 = pressão parcial de CO_2

PCO = pressão parcial de CO

e $$K_2 = \frac{PCO_2}{(PCO)^2} \cdot f\ (c.t.)$$

isto é, a constante de equilíbrio da segunda equação é igual à da primeira, multiplicada por um fator f(c.t) variável com a temperatura e com o carbono do aço, que pode ser denominado coeficiente de atividade.

A adição do catalizador à mistura, faz variar a pressão parcial de CO e, portanto, os valores de K_1 e K_2, tendendo a aumentar o teor de carbono no ferro.

A mistura de carvão e Carbonato de Bário, toma o nome de cemento (1), e foi estudada e aplicada pela primeira vez, por Caron, em 1906. Êsse pesquisador utilizou e recomendava uma mistura de 60% de carvão (de madeira, ossos ou chifres) e 40% de Carbonato de Bário. O cemento, com essa composição, leva o seu nome.

Tossi indica a seguinte composição como sendo mais barata e produzindo melhores efeitos:

CO_3 Ba - 15% e carvão de madeira - 85%

utilizado a uma temperatura de 880 - 910°C.

Recomenda que deve ser evitado o uso de carvão animal (couro, ossos, etc.) bem como o mineral, devi

(1) Qualquer elemento ou mistura utilizada com o mesmo fim, toma o nome de cemento.

do a impurezas nocivas que podem introduzir no aço (S e P).

Misturas com 10% de CO_3 Ba dão bom resultado.

O carvão deve ser moído e uma granulação fina (5 mm ou menos) ou mesmo a pó e, a seguir, ser bem misturado com o carbonato.

O teor de carbonato adicionado parece ter influência no teor de carbono superficial no final do tratamento.

Recomendam alguns autores, adicionar ao cemento de carvão de madeira e carbonato de Bário, 20% de carvão coque, para facilitar a penetração do calor nas caixas.

Outros cementos recomendados são: carvão de madeira e coque, moídos e aglomerados com acetato de bário.

Como cementante rápido, mas dando camada pouco profunda, é recomendada uma mistura de carvão de madeira e ferrocianeto de potássio, ambos em pó, misturados com cloreto de sódio, na seguinte proporção - 70 - 15 - 15.

OPERAÇÃO DE CEMENTAÇÃO

Com cemento ou com carvão puro (1) é formada uma camada bem socada, de aproximadamente, dois centímetros de espessura, no fundo de uma caixa metálica.

Sôbre essa camada são colocadas as peças a serem cementadas, deixando entre sí, uma distância de dois centímetros. Se as peças são muito grandes essas distâncias podem ser aumentadas.

As peças são recobertas com cemento, também bem socado, com uma camada com a mesma espessura já indicada, e sôbre esta são colocadas mais peças. Dessa maneira pode ser cheia completamente a caixa, sendo tomado o cuidado de manter, na parte superior, uma camada de cemento.

A caixa é tampada e colocada no forno. A vedação da caixa, se fôr perfeita, diminui o consumo de cemento.

A vedação das caixas, pode ser feita, de maneira simples e barata, com barro refratário, se bem -

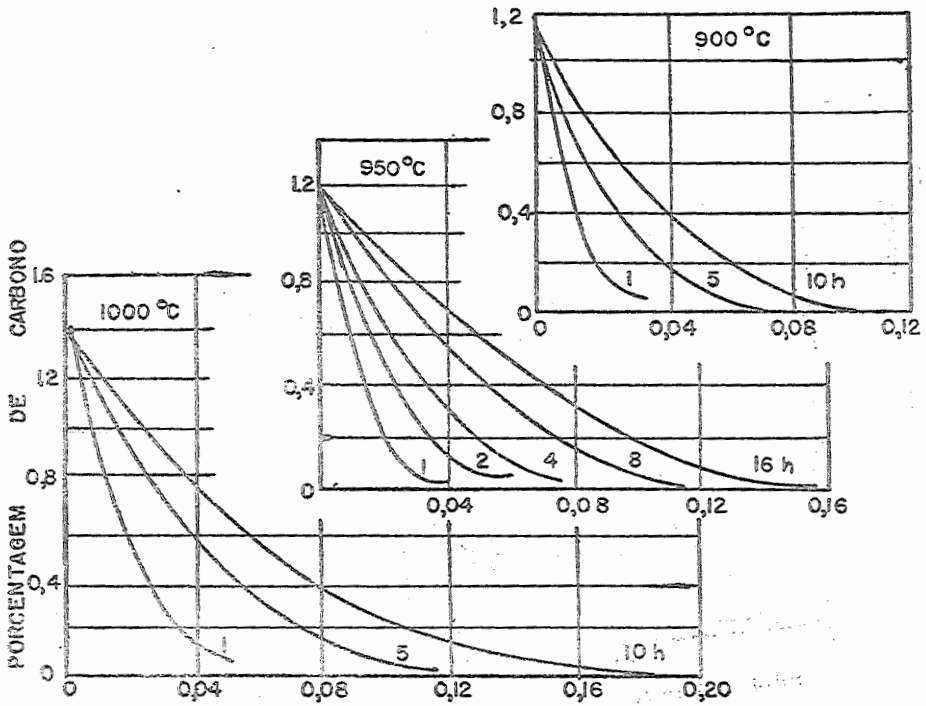
(1) como já foi indicado o carvão puro não cementa bem a não ser com operação demorada.

que não dê uma vedação perfeita, pois pelo efeito do calor, êle se contrai e apresenta fissuras.

A temperatura a ser atingida varia entre 850°C e 1000°C, sendo recomendado, como já foi visto, a faixa entre 900-950°C.

O teor desejado de carbono na camada periférica é da ordem de 0,8-0,9%. Se o teor fôr mais elevado aparece cementita livre nos contornos dos grãos, dando maior fragilidade ao aço.

O teor de carbono varia da periferia para o centro da peça, essa variação sendo função da temperatura e do tempo de permanência como pode ser visto no gráfico das Figuras IV-5 e IV-6.



EFEITO DO TEMPO NA CEMENTACÃO DO FERRO A DIFERENTES TEMPERATURAS

FIG. — II — 5

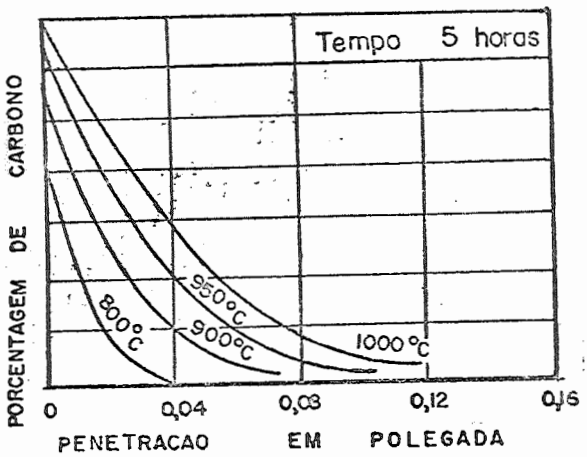


FIG. IV — 6

Para um aço com a composição seguinte:

C - 0,22% Si - 0,31% Mn - 0,40% P - 0,024%

S - 0,20% Cr - 0,14% e Ni - 0,12%

podemos apresentar resultados de cementação, representados nos gráficos das Figura IV-7 e IV-8, onde é verificada a profundidade de penetração em função da temperatura e do tempo.

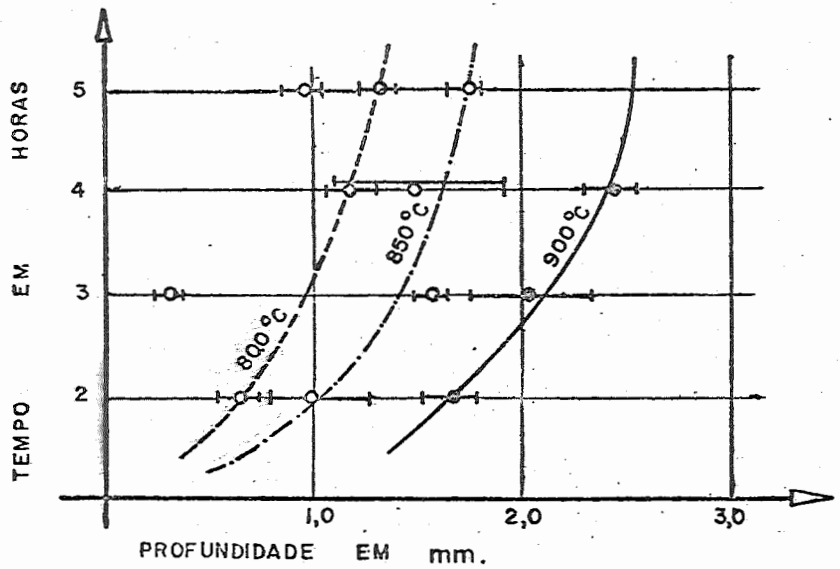
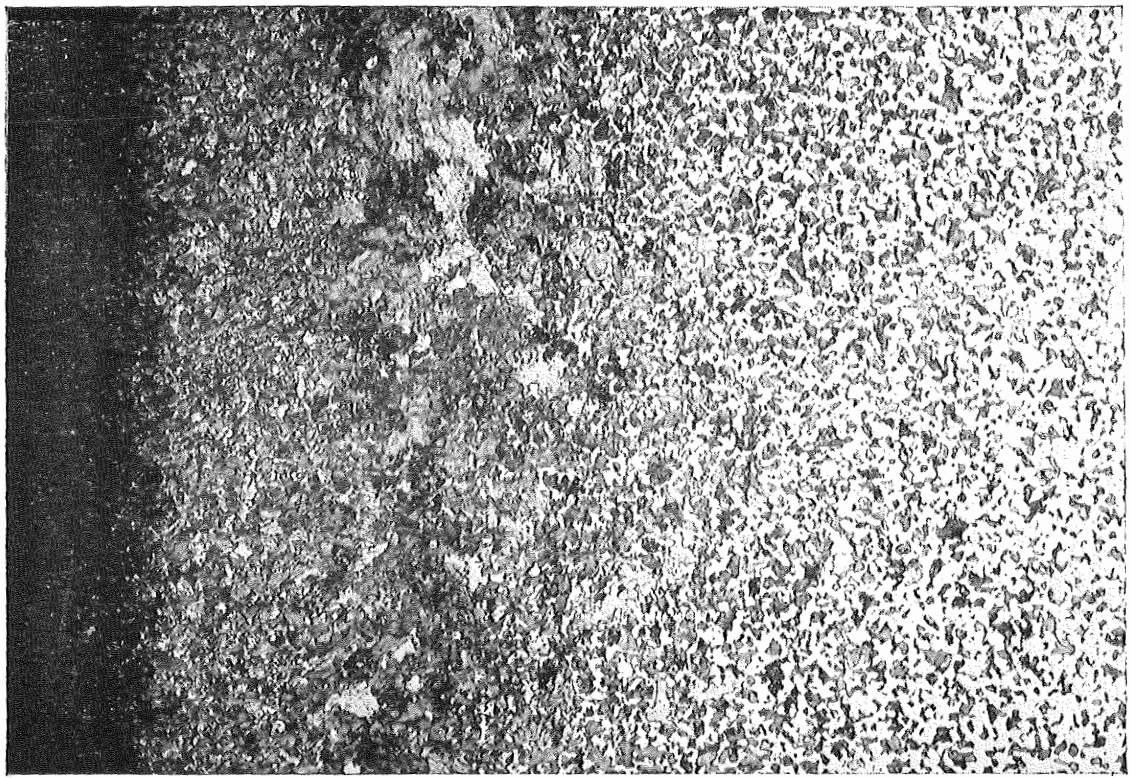


FIG. IV — 7



Aço cementado — Periferia — troosto — perlita — Interior — ferrita e perlita — ataque — reativo de ácido nítrico. 150 X.

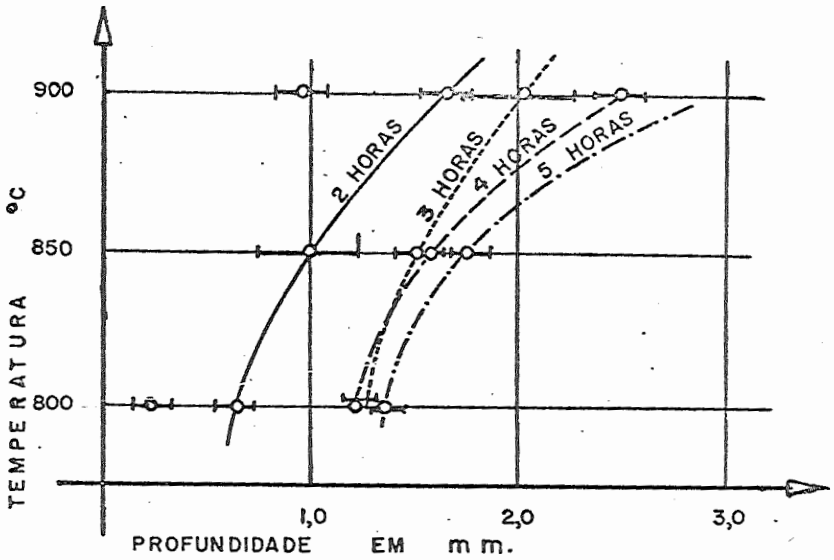


FIG. IV — 8

A profundidade da camada cementada é controlada pràticamente por meio de corpos de prova, retirados de tempos em tempos da caixa, e que são quebrados. A ôlho, pode ser observada a espessura da camada.

O tempo de permanência vai depender da espessura desejada da camada, e é função, também, da temperatura.

Terminado o tempo de tratamento, as peças podem ser deixadas no forno para esfriar, mas é mais recomendável deixá-las esfriar fora do forno. Com o abaixamento da temperatura, o teor de CO_2 é aumentado, e as peças no interior da caixa estando em uma atmosfera mais rica nêsse gás, descarbonetam em parte. As caixas fora do forno esfriam mais ràpidamente, evitando, em parte, o fenômeno.

Deve ser evitado o emprêgo de caixas muito grandes para peças pequenas, para evitar diferenças de cementação entre as peças que ficam próximas às paredes das caixas e as mais centrais. Êste fenômeno pode ocorrer devido à baixa condutividade térmica do carvão, dando causa a um longo tempo para homogenização da temperatura na caixa.

Quando as caixas já usadas apresentam cascas de óxidos, estas devem ser destacadas, pois podem ata—

car o refratário do forno - elas se destacam da caixa com o aquecimento - ou dá maior consumo de cemento, pois se estão pelo lado interno, serão reduzidas.

Quando as caixas devem ser empregadas grande número de vêzes, para economia, convém confeccioná-las com aço resistente ao calor, ou ferro fundido ao cromo, ou cromo-níquel.

As caixas devem sempre que possível, ser construídas de maneira a base não ficar em contacto direto com a sola do forno para permitir uma melhor distribuição do calor.

Na Figura IV-9 é dado um esquema para construção de caixas de cementação.

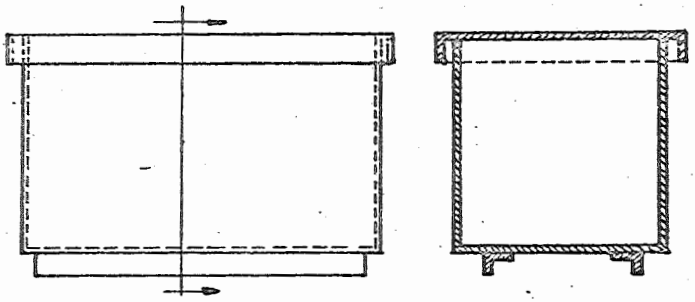


FIG. IV— 9

Os maiores inconvenientes da cementação em caixa, são:

a) necessidade de aquecimento também das grandes caixas, com consumo elevado de energia.

b) necessidade de bastante mão de obra para enchimento das caixas, com colocação cuidadosa das peças.

c) irregularidades de distribuição de temperaturas no interior das caixas, durante o aquecimento.

Apresenta, como vantagem, a possibilidade de empregar operário com poucos conhecimentos técnicos no serviço.

CEMENTAÇÃO A GÁS

A cementação do aço se processa, como já foi dito, pela ação do CO:

$$3\ Fe + 2\ CO \rightleftharpoons C\ (\text{no ferro}) + CO_2 \qquad (1)$$

Procurou-se, então, realizar a cementação colocando as peças em uma atmosfera rica em CO.

Dependendo da relação $CO:CO_2$ e da temperatura, um aço pode ser carbonetado ou descarbonetado, como pode ser visto pelas curvas de equilíbrio da Figura IV-10.

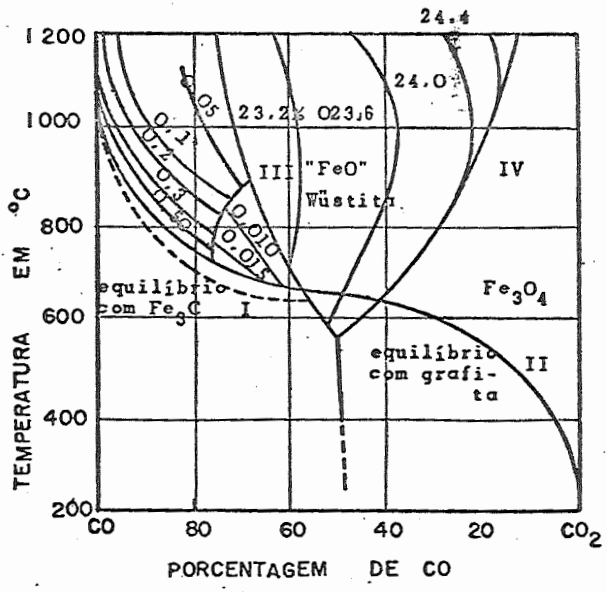


DIAGRAMA OXIDAÇÃO — REDUÇÃO C — Fe — O

FIG. IV— 10

No entanto, verificou-se que, para essa cementação se processar, necessita-se velocidades muito grandes dos gases sôbre as peças, o que não é econômicamente interessante.

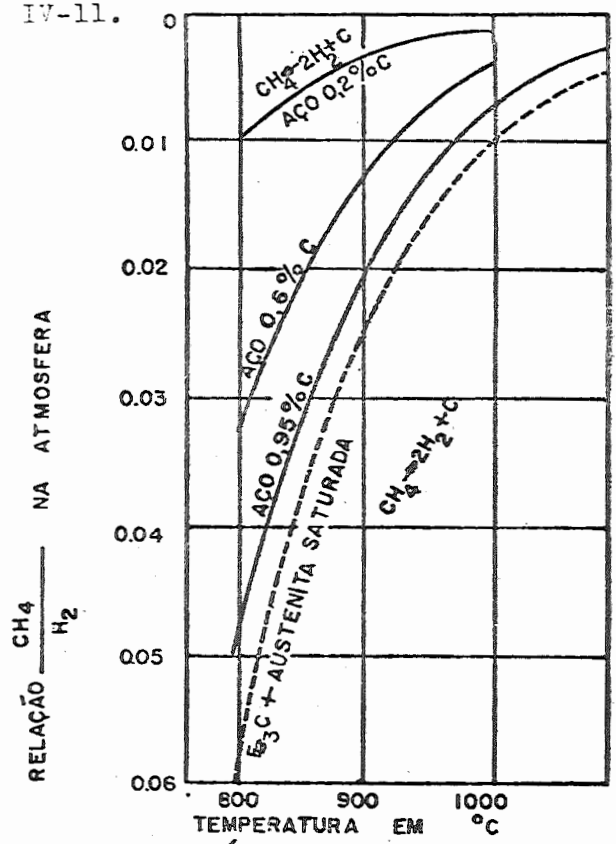
ATMOSFERAS CEMENTANTES

O processo de cementação a gás, que apresenta bons resultados, emprega gases de hidrocarbonetos CH_4 ou C_3H_8 - metana ou propana.

A reação com a metana é:

$$CH_4 + 3\ Fe \rightleftharpoons C\ (\text{no ferro}) + 2\ H_2$$

e o contrôle da reação é baseado no equilíbrio da metana e do hidrogênio, e do teor de carbono no aço - Figura IV-11.



CURVA DE EQUILÍBRIO DO METANO (CH_4) COM VARIOS AÇOS

FIG. IV—11

Êsses hidrocarbonetos, quando empregados puros, causam um depósito de fuligem sôbre as peças, que atrasam as reações de cementação; a fim de evitar essa ocorrência, os hidrocarbonetos em forma de gás - são diluídos por meio de outros gases, que são o monóxido de carbono, o hidrogênio e o nitrogênio na - proporção aproximada de 11, 16 e 73% respectivamente, e obtidos em geradores de gases apropriados, só o nitrogênio ou só o CO.

O CO e o H_2 tomam parte, também, nas reações de cementação segundo as equações:

$$2\ CO + 3\ Fe \rightleftharpoons C\ (\text{no ferro}) + CO_2$$

$$CO + H_2 + 3\ Fe \rightleftharpoons C\ (\text{no ferro}) + H_2O$$

o teor de umidade deve ser mantido bem baixo nos gases cementantes, e deve haver uma circulação forçada para afastar das peças os gases CO_2 e H_2O que se formam.

O CO_2 não só reage diretamente com o carboneto de ferro na reação acima, como combina com o hidrogênio liberando vapor d'água.

$$CO_2 + H_2 \longrightarrow CO + H_2O$$

Sendo o vapor d'água bastante nocivo quando em altos teores, procura-se também por êsse motivo, manter baixo o teor de CO_2.

Na cementação a gás, o que se procura fazer é - controlar a velocidade de deposição de carbono sôbre a peça de maneira a ser idêntica à velocidade de absorção de carbono, pelo aço.

Segundo Grossmann, uma atmosfera de CO, saturada de benzeno, cementa os aços com a mesma rapidez - que a cementação em caixa.

As curvas da Figura IV-12 dão as profundidades de cementação, em função do tempo, a diferentes temperaturas, para cementação em atmosfera produzida por gases naturais (1).

VANTAGENS E DESVANTAGENS

Êste tipo de cementação apresenta algumas vantagens sôbre a cementação em caixa e que são:

a) cementação mais rápida, pois não há necessidade de aquecer todo o cemento sólido, de baixa condutividade térmica.

b) menos mão de obra, pois o arranjo das peças a cementar, nas caixas, é custoso.

c) tratamento térmico direto após a cementação, mais fácil.

(1) Composição media do gás . N – 0.8% CH_4 – 83.4% etana – 15,8%

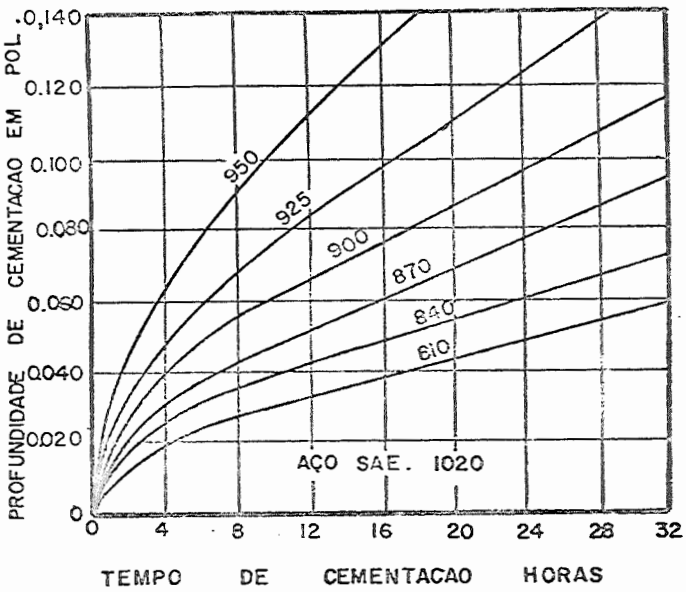


FIG. IV — 12

d) a principal vantagem é a possibilidade de manter a peça aquecida em ambiente não cementante - redução do teor de hidrocarboneto - possibilitando uma mais prolongada difusão do carbono, tornando mais homogênea a camada, ou o que é o mesmo, tornando menos brusca a passagem da zona cementada para a não cementada.

Como desvantagens o processo apresenta a dificuldade de contrôle da atmosfera dentro de certos limites, contrôle êsse que é feito por aparelhos delicados, e necessitando mão de obra mais especializada para a operação.

CEMENTAÇÃO EM LÍQUIDO

A cementação pode ser, e é realizada em meio líquido, constituído por uma mistura de sais fundidos.

O elemento ativo é o cianeto ou cianureto de sódio, os outros sais adicionados - cloretos e carbonatos alcalinos, de bário, de cálcio ou de estrôncio, servindo como diluentes daquêles, agindo alguns também, como ativadores da reação, sendo essenciais, ou estabilizadores do cianeto.

As reações de cementação parecem ser as seguintes:

(11) $2\ Na(CN) + Ba\ Cl_2 \rightleftharpoons Ba\ (CN)_2 + 2\ Na\ Cl$

(12) $Ba\ (CN)_2 + 3\ Fe \rightleftharpoons C$ (no ferro) $+ Ba\ CN_2$

A cementação em banho líquido é bastante homogênea, pois os sais se misturam fàcilmente no estado líquido, principalmente no caso do aquecimento direto dos sais por passagem de corrente elétrica, (veja capítulo sôbre fornos).

Segundo De Smet os banhos podem ser ativados por adição de carbono, grafita, fluoretos ou cianamida, e para profundidades de camadas cementadas de 1 mm a operação é da ordem de três vêzes mais rápida.

A Tabela IV-2 dá a composição de banhos para cementação. Os denominados banhos acelerados, em geral são utilizados para cementação pouco profunda. Em caso contrário, são empregados os banhos profundos.

TABELA IV - 2

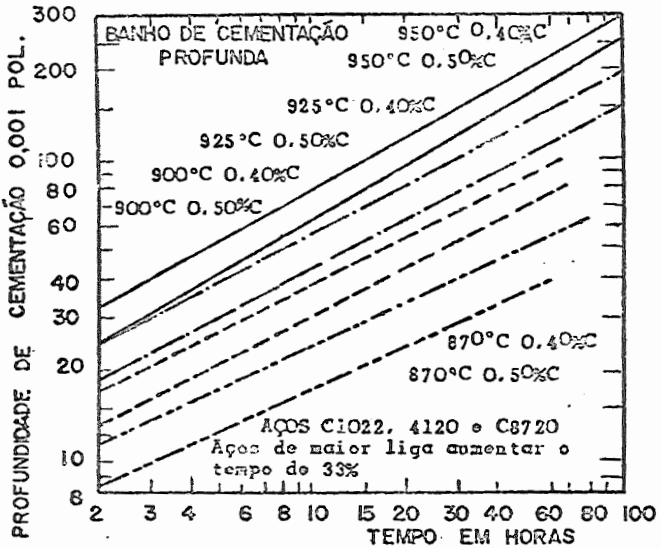
Composição de banhos

	acelerado	profundo
cianeto de sódio	17 - 23	7,5 - 12,0
cloreto de Bario	15 - 40	45 - 55
terras alcalinas	0 - 3,5	2 - 10
cloreto de Potassio		5,5 - 20,0
cloreto de Sódio	20 - 30	0 - 15
carbonato de Sódio	30 max.	30 max.
cianeto de Sódio	1 max.	0,3 max.

As curvas das Figuras IV-13 e IV-14, nos mostram profundidades de cementação obtidas com banhos dêsse tipo, para diferentes temperaturas e tempos.

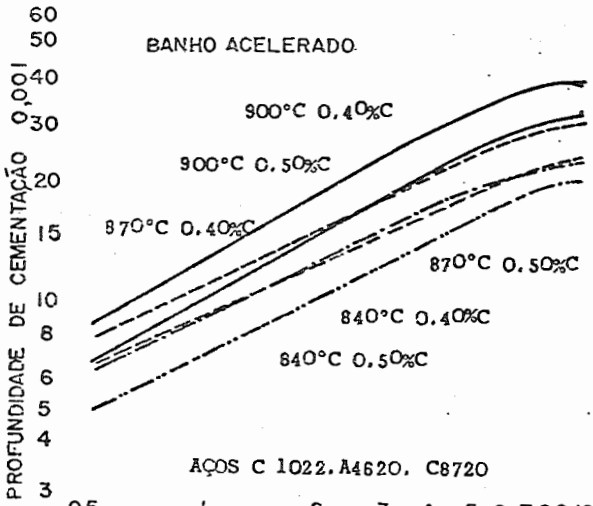
As temperaturas de tratamento variam entre 840 e 950°C.

A composição do banho pode ser regulada de maneira a ser atingido um certo teor de carbono superficial.



INFLUENCIA DO TEMPO E TEMPERATURA NA CEMENTAÇÃO DE VARIOS AÇOS EM BANHOS DE CEMENTAÇÃO PROFUNDA

FIG. IV — 13



INFLUENCIA DO TEMPO E TEMPERATURA NA CEMENTAÇÃO DE VÁRIOS AÇOS EM BANHOS DE CEMENTAÇÃO PROFUNDA

FIG. IV — 13

VANTAGENS E DESVANTAGENS DO PROCESSO

A primeira vantagem do processo é a economia do tempo de aquecimento. Nêste caso, são suprimidas a

caixa, e o material cementante mal condutor do calor, necessários na cementação em caixa, e as peças são aquecidas diretamente no banho líquido, que produz um aquecimento bem mais rápido.

Há, também, uma distribuição mais uniforme da temperatura, quando as peças não apresentam variações muito grande de secções.

As peças podem ser retiradas do banho e ser temperadas imediatamente.

Se o banho fôr mantido com composição dentro dos limites necessários, não ocorre o perigo de descarbonetação.

Como desvantagens podemos citar o alto custo dos sais, o perigo sempre presente do manuseio de cianetos e a necessidade de amarrar as peças separadamente, uma a uma, com arame, para poder mantê-las no forno, separadas. Esta operação é custosa, mas utiliza mão de obra barata.

Se a têmpera é feita em água, em geral, não apresenta sal na superfície, após o tratamento. Se é feita em óleo, as peças necessitam de uma limpeza. É recomendável mergulhá-las em óleo, no final do tratamento, após tôda a limpeza, para diminuir o perigo das peças se oxidarem.

OPERAÇÃO

Os banhos de cementação devem ser examinados e o teor de cianeto de sódio controlado, diàriamente ou até duas vêzes por dia, para evitar defeitos de não cementação das peças.

Se fôr encontrado uma baixo teor de cianureto, êle deve ser corrigido por adição dêste sal, puro.

A titulação pode ser feita da seguinte maneira:

1) tomar um pouco de sal do banho, pulverizar, pesar uma grama.

2) dissolver o material pesado, em 100 cm^3 de água distilada.

3) tendo sido preparado um indicador com a seguinte composição:

Na OH - 100 g Água - 800 cm^3 IK - 6 g

juntar de 3 a 5 cm^3 dela à solução do sal em água.

Há formação de um precipitado escuro.

4) filtrar, e ao líquido obtido, juntar, vagarosamente, por meio de uma bureta graduada, uma solução - 0,1N de nitrato de prata em água (1,7 g de NO_3Ag em 100 cm^3 de água), até que o líquido apresente uma côr opalina.

O número de centímetros cúbicos da solução de nitrato de prata gastos para que ocorra o fenômeno - descrito, dá a porcentagem de cianureto de sódio no banho.

A fim de evitar uma decomposição rápida do banho por oxidação do cianureto, o banho é recoberto - com grafita.

Os cadinhos empregados para manter o banho devem ser também metálicos - aço comum, ou aços ligas- os sais não devendo ser colocados diretamente em contacto com tijolos refratários, pois em parte são absorvidos, com perdas de sal, podendo mesmo ocorrer - reações entre o sal e o refratário.

A produção pode ser dada, aproximadamente, segundo De Smet, já citado, pela fórmula:

$$P = \frac{V}{1 + 4\,l^2}$$ onde

P = número de quilos de peças cementadas por hora

V = volume de sal fundido, em litros

l = profundidade desejada da camada cementada, em milímetros.

A imersão de peças úmidas no sal fundido dá causa a projeções do banho, perigosas: a fim de evitar êsse inconveniente, as peças devem ser aquecidas antes da imersão, sendo, em geral, para êsse fim colocadas nas bordas dos fornos durante o tratamento de uma outra partida de peças.

Cuidados devem ser tomados para evitar mistura de sais à base de cianureto com sais a base de nitrato, utilizadas em baixa temperatura - revenidos, austêmpera, martêmpera - pois essas misturas provocam - explosões, com projeção de sais fundidos, perigosas aos operadores.

Os sais não devem ser superaquecidos para evitar decomposição; nunca deve ser ultrapassada a faixa de temperaturas recomendada.

Os cadinhos devem ser verificados de tempos em tempos, para observação do estado de conservação.

CEMENTAÇÃO RÁPIDA

Uma cementação muito superficial pode ser obtida por mergulhamento de uma peça de aço em uma mistura fundida de cianeto de potássio e ferrocianeto de potássio ou uma mistura dêste último sal com bicromato de potássio.

Muitas vêzes, em oficinas, não é empregada a mistura fundida, mas simplesmente mergulhando a peça aquecida entre 840 a 950°C em uma das misturas acima, em pó.

Se a temperatura fôr inferior à citada, há maior absorção de nitrogênio, dando ao tratamento mais uma aparência de cianetação.

CEMENTAÇÃO PARCIAL

Muitas vêzes, ocorre a necessidade de só parte de uma peça precisar ser cementada.

Vários métodos são recomendados, com aplicações aproximadamente definidas em cada caso: podem ser citados os seguintes métodos:

1) cementar a parte da peça que não deve sofrer o tratamento, com cimento à base de silicato de sódio, (silicato de sódio com caolim).

2) cobertura dessas partes com cobre depositado eletrolìticamente.

3) cobertura com areia fina - método não muito eficiente, pois há penetração do gás CO através os grãos de areia.

4) deixando nas áreas especificadas uma certa quantidade de metal, que será usinada posteriormente, sendo retirada dessa maneira, a camada cementada.

No caso de cementação em banho líquido, os três primeiros processos citados, não podem ser empregados: os dois primeiros por poderem inutilizar o ba-

nho entrando em solução e o terceiro, porque òbviamente, não pode ser utilizado.

O segundo processo com a modificação introduzida de recobrir o cobre com uma fina capa de níquel - pode ser empregado.

DEFEITOS NA CEMENTAÇÃO

As peças cementadas podem apresentar defeitos, que aparecem durante essa operação ou durante os tratamentos térmicos posteriores. Podem ser devidos ao material empregado ou a operação mal conduzida.

Entre êsses defeitos, podemos citar:

1) deformações - devidas a aquecimentos ou esfriamentos defeituosos das peças, ou má colocação - das peças no interior das caixas.

2) destacamentos de camada cementada, possìvelmente devido a altos teores de manganês ou temperatura baixa de cementação, dificultando a difusão; o destacamento pode ocorrer quando há variação brusca do teor de carbono da parte cementada para a não cementada.

3) fragilidade na superfície - teor muito elevado de carbono na periferia da peça, com aparecimento de uma rêde de cementita. Mesmo que o aço seja revenido após a têmpera, a rêde de cementita, dura e frágil, torna a camada cementada frágil. Esta fragilidade pode ser corrigida, procedendo-se a um tratamento de coalescimento, seguido de têmpera; os glóbulos de cementita que permanecem após a têmpera e revenido - não acarretam fragilidade e aumentam a resistência - ao desgaste.

4) trincas superficiais - êste fenômeno ocorre, na maior parte das vêzes, devido a defeito de têmpera, posterior à cementação.

5) pontos moles - a presença de óxidos na superfície da peça pode causar êste defeito.

Sauveur chama de anormais os aços que apresentam pontos moles, e normais os outros, e segundo êsse autor, os aços acalmados, desoxidados com silício, zircônio ou titânio, são normais, e os efervescentes acalmados no molde com alumínio, são anormais.

Segundo Colpaert, nos aços cementados com estrutura hipereutetóide, quando se forma uma orla de ferrita entre os grãos de perlita, e a rêde de cementita o aço é considerado anormal, e tende a apresentar pontos moles, Plancha XI. Cita como prováveis origens dessa textura, a existência no aço, de óxidos de ferro, e ou óxido de alumínio.

TRATAMENTO TÉRMICO DAS PEÇAS CEMENTADAS

O material cementado tendo ficado muito tempo a altas temperaturas, deve sofrer um tratamento térmico para regeneração da granulação, que em geral, fica grosseira, e um tratamento de têmpera para endurecer mais a superfície, que é o fim visado.

Êsse tratamento pode ser levado a efeito do seguinte modo:

a) normalizar a temperatura dêsse tratamento, - sendo indicada pelo teor de carbono original do material. Dessa maneira, a granulação do material é diminuída.

b) temperá-lo de uma temperatura indicada pelo teor de carbono da parte periférica.

Êste segundo tratamento não alterará muito a parte interna, pois a temperatura é insuficiente, e ela continuará dúctil.

Outro tratamento também recomendado, é o seguinte:

1) temperar a peça de aproximadamente 900°C.

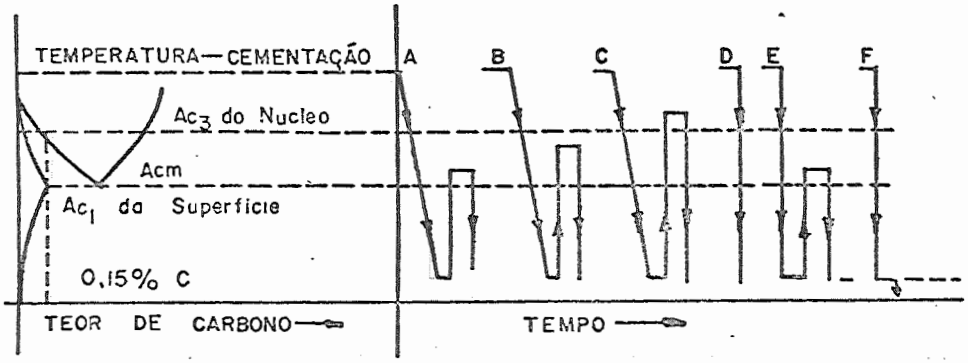
2) aquecer a 770°C e temperar novamente.

Essa segunda têmpera dá uma superfície bastante dura e tenacidade ao núcleo.

Outros tratamentos podem ser feitos e estão esquematizados na Figura IV-15.

A Plancha X mostra o aspecto de uma peça cementada e tratada tèrmicamente. Temperada.

Além dos tratamentos citados, podem ser recomendados, também, os tratamentos de austêmpera e martêmpera, devendo êstes serem feitos de acôrdo com a curva em S de um aço com composição química idêntica à da superfície cementada.



REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DE DIVERSOS TRATAMENTOS A QUE PODEM SER SUBMETIDOS AÇOS CEMENTADOS

FIG. IV — 15

DETERMINAÇÃO DA ESPESSURA DA CAMADA CEMENTADA

Um processo prático, como já foi citado, é cementar junto com as peças, corpos de prova. Êstes, depois de temperados, são rompidos, podendo-se observar, a ôlho nú, a camada endurecida. Para medidas de precisão, uma superfície transversal, tirada na parte média do corpo de prova é polida, atacada e examinada ao microscópio.

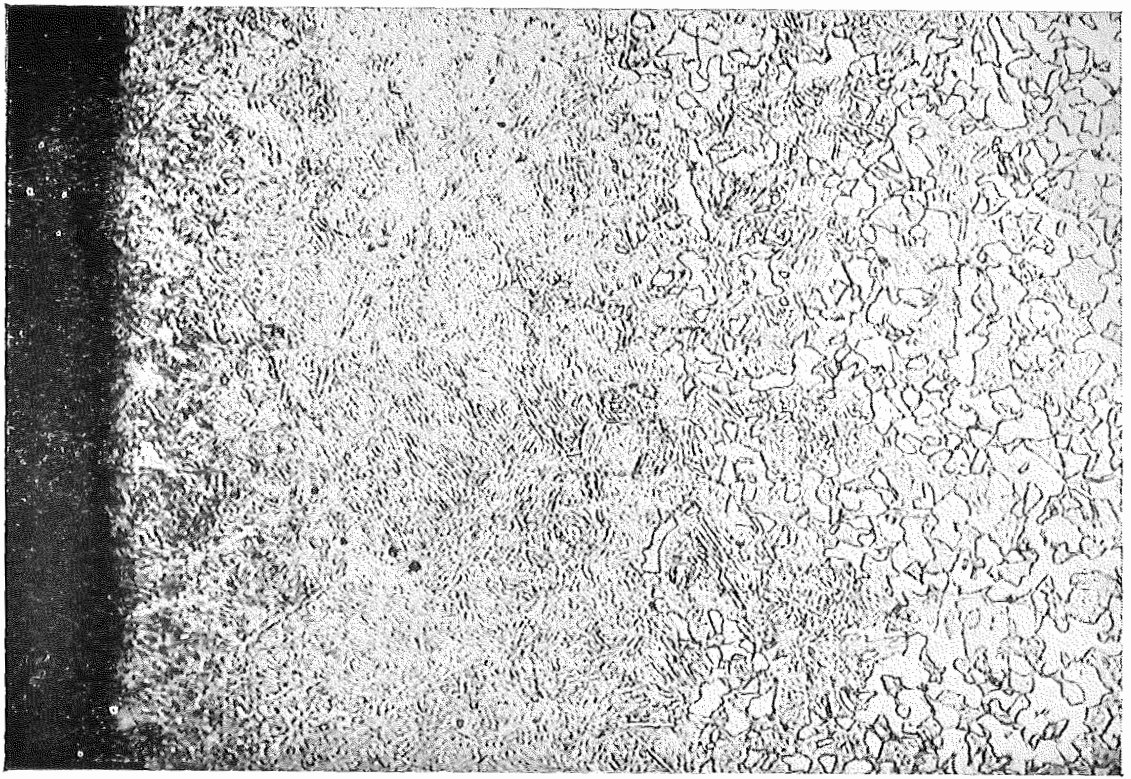
A determinação pode ser feita, também, realizando ensaios de dureza ao longo de um diâmetro, de uma secção na parte média do corpo de prova. Superficialmente, encontram-se durezas elevadas, que vão baixando para o centro. Ao ser atingida a dureza do material original, mede-se a distância que vai dêsse ponto à superfície, e que nos dá a espessura da camada endurecida.

OUTRAS APLICAÇÕES DA CEMENTAÇÃO

Além das aplicações já citadas, no início dêste estudo, duas outras podem ser referidas:

a) regeneração do carbono

Inúmeras peças podem ser feitas, a partir das barras ou chapas laminadas a quente, e que durante êsse processo, sofreram uma descarbonetação superficial.



Aço cementado — temperado — Periferia — martensita — Interior — ferrita e martensita — ataque — reativo de ácido nítrico. 500 X.

Aço com estrutura anormal — Perlita cementita e ferrita — aço cementado a 900° C durante três horas — ataque — reativo de ácido nítrico. 500 X.

O mesmo fenômeno pode ocorrer em peças forjadas.

Essas peças podem ser feitas a partir de barras ou chapas mais grossas, sendo usinadas as partes periféricas, mas com perda de material, tempo e mão de obra.

É recomendado, em muitos casos em que ocorre a descarbonetação, realizar a restauração ou regeneração do carbono nessa camada superficial. Êsse tratamento é feito, em geral, em fornos com atmosfera controlada, ou em banhos de sal. A cementação em caixa, não é recomendada, pois a atmosfera não pode ser controlada, e a cementação ocorrer, dando teores de carbono mais elevados do que o original do aço.

O contrôle da atmosfera do forno deve ser tal, que a sua capacidade de cementação atinja sòmente e, também não menos, o teor de carbono do aço, em sua parte não descarbonetada.

A regeneração do carbono deve ser feita, em geral, em camadas bastante finas e o tempo de operação é então pequeno, a têmpera podendo ser executada, logo após o tratamento, pois não há excessivo crescimento do grão.

b) Ensaio de Mc Quaid Ehn

Êste ensaio é realizado, executando uma cementação em caixa à temperatura de 926°C, de maneira a obter uma camada cementada hipereutetica, variando-se o tempo em função da espessura desejada para essa camada.

O resfriamento é feito de maneira a ser obtida uma estrutura perlítica, envolvida pela rêde de cementita.

O exame micrográfico posterior dessa zona, nos pode dar indicações a respeito de normalidade ou anormalidade do aço (veja defeitos de cementação), e também o tamanho do grão de aço, ou a sua tendência a crescer com o aquecimento prolongado para cementação.

O processo só é válido para cementações em caixa. Se ela fôr feita em atmosfera de CO o resultado do tamanho de grão é diferente, segundo Hondremont e Schrader.

O teste não é válido também, para determinação de tamanho de grão em aços tratados a outras temperaturas.

CIANETAÇÃO

Outro tratamento termo-químico que pode ser executado, para endurecer as superfícies de peças de aço, é a cianetação.

Estas absorvem, como foi citado anteriormente, carbono e nitrogênio; o tratamento pode ser feito em banhos de sais fundidos, ou em meio gasoso.

O sal mais utilizado é o cianeto de sódio, por questão de eficiência e também economia, pois é mais barato que o mesmo sal de potássio. Juntamente com o cianeto são usados carbonato ou cloreto de sódio.

Muitas vêzes, o tratamento é feito pela imersão das peças aquecidas na mistura dos sais em pó.

As reações (11) e (12) são relativas à absorção de carbono do cianeto, o nitrogênio sendo cedido pelo cianeto que se forma por oxidação.

$$2\ Na\ CN + O_2 \rightleftharpoons 2\ Na\ CNO \qquad (13)$$

$$4\ Na\ CNO + 3\ O_2 + 16\ Fe \rightleftharpoons 2\ Na_2CO_3 + 2\ CO_2 + 4\ Fe_4N \qquad (14)$$

A concentração do cianeto é muito variável, os outros sais servindo como diluente, retardando a decomposição daquêle.

Usam-se misturas com teor de cianeto variando entre 75 e 95%, para utilização sem fusão dos sais, ou como enriquecedor de outros banhos, após êstes terem sido usados durante algum tempo. O teor de cianeto dêstes banhos deve variar entre 30 e 45%.

O tempo de imersão pode variar grandemente, em geral, sendo empregado entre 20 e 60 minutos.

A penetração não é muito elevada, sendo da ordem de 0,2 mm e os teores de carbono e nitrogênio variáveis com a temperatura.

Grossmann cita os seguintes valores:

para 700°C	N - 5%
	C - 0,8%
para 815°C	N - 0,5%
	C - 1,5%

Após o tratamento, as peças devem ser temperadas e revenidas, para obter a dureza desejada. Se a temperatura de tratamento de cianetação fôr suficiente, a peça pode ser temperada diretamente.

A cianetação pode ser feita em meio gasoso, por decomposição de amônia misturada com um gás carburante, no forno onde estão as peças.

Êsse tratamento parece ser mais barato do que por meio de sais. O teor de amônia varia conforme o tratamento térmico que será dado posteriormente de 1 a 15%.

Teores de 1 a 2% são empregados quando, após o tratamento, as peças devem ser temperadas em óleo. - Se houver possibilidade de deformação das peças, e elas, por êsse motivo deverem ser temperadas ao ar, o teor de amônia deve ser elevado a 15%.

A temperatura de tratamento varia entre 730° e 830°C, a espessura de camada variando com esta e com o tempo de tratamento.

NITRETAÇÃO

A nitretação é outro processo de cementação que causa o endurecimento superficial de peças de aço, - fenômeno que ocorre pela absorção sòmente de nitrogênio. Êste é absorvido quando no estado nascente, e é obtido pela reação de dissociação:

$$2\ NH_3 \rightleftharpoons 2\ N\ (\text{no aço}) + 6\ H$$

que ocorre quando o amoníaco entra em contacto com o aço aquecido, acima de 200°C.

PROCESSO

As peças ao serem nitretadas são colocadas em caixas especiais, feitas de níquel cromo ou aço níquel-cromo - altos teores de Cr e Ni (15%) - que não são nitretáveis, que permitam um fechamento estanque e possuindo dispositivos para entrada e saída do amoníaco, que deve circular homogêneamente em tôda a caixa.

O amoníaco deve ser bem sêco, e sua velocidade e vazão, bem controladas, para evitar defeitos de nitretação. A decomposição do gás deve ocorrer na su-

perfície das peças e deve ser da ordem de 25 a 30%, - para que a operação seja boa.

As peças devem estar bem limpas, sem óleo e oxidação. As caixas para nitretação são colocadas nos - fornos e aquecidas à temperaturas da ordem de 500° a 520°C.

Decorrido o tempo necessário, as caixas são retiradas do forno, mas a circulação do amoníaco deve continuar até ser atingida a temperatura de cêrca de 150°C.

TEMPERATURA E TEMPO DE NITRETAÇÃO

A temperatura e o tempo de nitretação têm grande influência nas propriedades, como pode ser visto nas Tabelas IV-3 e IV-4.

TABELA IV - 3

temperaturas °C (a)

	480		490		500		525	
aço	H (b)	P (c)	H	P	H	P	H	P
1 (d)	1129	18	1206	20	1168	24	1097	40
2 (d)	1107	22	1097	24	1064	28	1033	53
3 (d)	920	22	920	24	920	27	870	52

a) o tempo de aquecimento sempre de 50 hs

b) H - dureza Brinell, transformada de dureza Vickers. Para o ensaio de dureza é empregado em geral o método Vickers, com carga de 10 kg, ou então o método Rockwell superficial, por serem as camadas extremamente finas.

c) P - profundidade de penetração em centésimos de milímetro

d) Os aços apresentam as seguintes composições;

	C	Si	Mn	Cr	Al	Mo
1	0,4	0,33	0,55	1,70	0,95	0,20
2	0,4	0,40	0,60	1,80	0,65	0,20
3	0,4	0,30	0,50	1,55	0,31	0,25

TABELA IV-4

Influência do tempo de nitretação para um aço cromo-Alumínio, contendo 1% de alumínio, e nitretado a 500-520ºC.

horas	espessuras (mm)
10	0,1
25	0,2
40	0,3
50	0,4
65	0,5
96	0,8

Em geral, camadas de 0,4 a 0,6 mm de espessura, são suficientes. Muitas vêzes, essa camada é bem - mais fina.

A espessura da camada nitretada, pode ser controlada por meio de corpos de prova, que são quebrados, o aspecto da fratura dando, aproximadamente, a espessura da camada.

Medidas mais acuradas podem ser feitas polindo a secção, e realizando um exame macrográfico, após ataque por um reativo de ácido pícrico a 2% em álcool. O exame pode ser feito ainda por meio de um exame micrográfico, com maior precisão.

EXPLICAÇÃO DO PROCESSO

Êste processo foi desenvolvido por Fry, em 1920, e êsse mesmo pesquisador deu a explicação de endurecimento, por êsse tratamento.

A modificação das propriedades decorre da formação de pequenas partículas de nitretos que restringem os deslizamentos dos planos de escorregamento, no forno.

No caso de formação de grandes agulhas de nitretos, a dureza obtida já é menor.

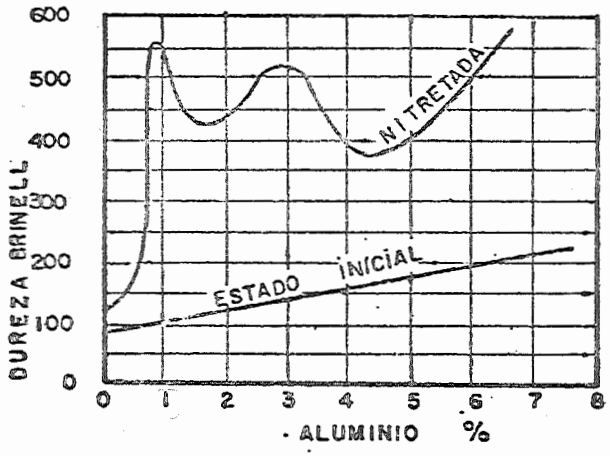
INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA

A dureza aumenta com o teor de carbono, mas no

caso de aços ligas, essa influência não é muito níti da.

O alumínio é um elemento essencial, formando ni tretos fàcilmente.

O gráfico da Figura IV-16, mostra que teores de 1% de Al são suficientes, e a Tabela IV-5, mostra a influência de vários teores dêsse elemento, para vários aços.



DUREZA MEDIA NA SUPERFÍCIE DE LIGAS Fe—Al NITRETADAS

FIG. IV—16

TABELA IV - 5

Influência do Al na nitratação

Aço		Dureza
C%	Al%	Brinell (1)
0,13	3,32	1115
0,13	7,33	1125
0,15	14,25	1150
0,41	2,92	1130
0,44	6,84	1115
0,37	12,95	1110

(1) Dureza determinada na escala Vickers e transformada.

Nos aços para nitretação o teor de alumínio é da ordem de 1,0 a 1,5% e, às vêzes menos, pois maiores teores dão causa a um descascamento da camada nitretada, e não influem grandemente na dureza. Maiores teores dêsse elemento dão menores profundidades de penetração do nitrogênio.

O cromo é outro elemento essencial aos aços para nitretação. A sua influência é notável para teores até 1%, sendo menor ou menos sensível para teores mais elevados.

O silício, o wolfrânio, o molibdênio e o vanádio influem também, mas menos nìtidamente, que o cromo.

O níquel, quando em teores acima de 3 a 5% impede o aprofundamento da camada nitretada, no entanto, até teores de 15% faz elevar a dureza. Quando adicionado aos aços para nitretação, o é em teores baixos, e para diminuir a fragilidade ao aço base.

A influência do manganês é pouco conhecida.

AÇOS PARA NITRETAÇÃO

Baseado nessas influências dos elementos, são empregados aços especiais para nitretação, sendo a composição de alguns indicados na Tabela IV-6.

TABELA IV-6

	135	135 mod	N					
% C	0,35	0,40	0,25	0,3	0,3	0,2 até 0,5	0,1	0,5
% Si	0,35	0,30				0,35	2,55	
% Mn	0,55	0,60	0,65			0,65	1,4	
% Cr	1,20	1,70	1,25	1,0-1,5	1,5	1,6		1,5
% Mo	0,20	0,35	0,25			0,2		0,3
% Al	1,0	1,1	0,9	1,0-1,25	0,6	1,1	0,5	1,0
% Ni			3,6			2,2		
% Ti						3,9		

Os aços rápidos podem ser nitretados, e o tratamento sendo feito após a retificação, dá um aumento de 70% no rendimento.

TRATAMENTO TÉRMICO DOS METAIS PARA NITRETAR

Um tratamento térmico de têmpera e revenido é feito nas peças antes da nitretação, para que sejam obtidas boas propriedades no núcleo da peça que não é nitretada. A dureza superficial obtida não é influenciada por êsse tratamento. No entanto, êsse tratamento eliminando da estrutura a ferrita, que sempre está presente nos aços hipoeutetóides recozidos, elimina uma das causas de fragilidade da camada nitretada.

Como a peça deve ser aquecida por longo tempo a 500°C e o material não deve sofrer a influência dêsse tratamento, o revenido é sempre feito à temperaturas mais elevadas.

Em alguns aços, o níquel é adicionado para dar mais ductilidade a êsse núcleo; o molibdênio é adicionado para diminuir a fragilidade dos aços, principalmente os que contém cromo e níquel, quando revenidos a essa temperatura (veja revenido-fragilidade).

DEFEITOS NAS PEÇAS NITRETADAS

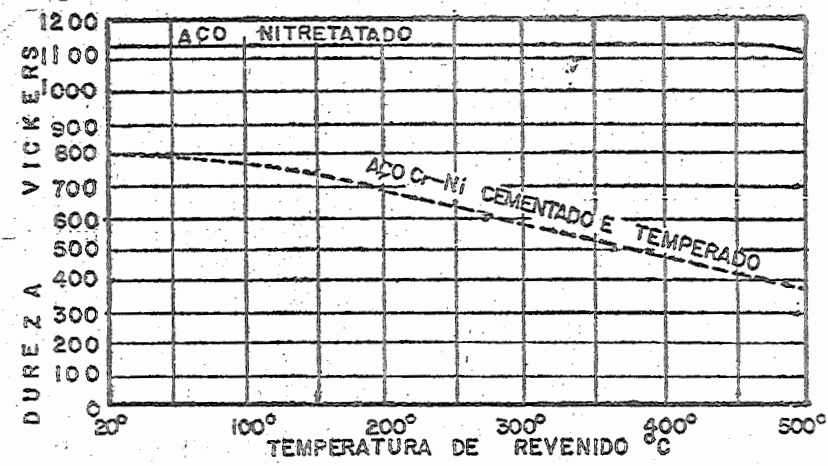
As peças ao serem nitretadas, sofrem pequenas modificações em suas dimensões. Quando são desejadas peças de grande precisão, um tratamento prévio de uma peça, vai indicar as medidas exatas que deve possuir antes do tratamento, pois as modificações são idênticas para cada peça, em condições idênticas.

As peças podem se deformar, também, por efeito do alívio de tensões pré-existentes, o que ocorre com o longo aquecimento.

Outros defeitos podem ocorrer, como sejam: camada muito fina, dureza baixa, fragilidade excessiva, pontos moles, etc., e são causados por: má escolha do aço, má circulação do amoníaco, tempo insuficiente, oxidação e descarbonetação do material, temperatura baixa ou alta demais.

Os aços nitretados podem ser aquecidos até temperaturas da ordem de 500°C, sem ter alteradas grandemente suas propriedades, e até 540°C, com alterações mais sensíveis.

O gráfico da Figura IV-17 é bem característico.



COMPARACAO DAS DUREZAS DE AÇOS NITRETADOS E CEMENTADOS EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA OU AQUECIMENTO

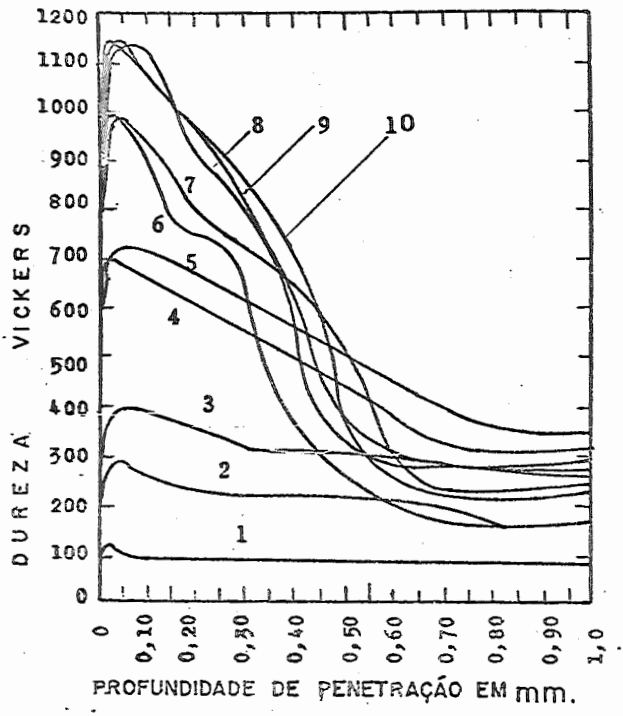
FIG. IV — 17

O material nitretado apresenta maior limite de fadiga, menor resiliência e maior resistência à corrosão pela água, por ar úmido, e água salgada, do que um aço não nitretado, mas temperado e revenido.- A resistência ao desgaste das peças nitretadas é, também, bastante grande, chegado a ser da ordem de seis vêzes a resistência ao desgaste dos aços cementados e temperados.

A máxima dureza da camada nitretada, não é encontrada na superfície, mas logo abaixo dela, Figura IV-18.

A superfície é rica numa fase ϵ (Fe_2N), dura e frágil. Para um maior rendimento ao desgaste, a camada superficial deve ser retirada, numa operação de brunimento.

Os aços nitretados são aplicados com sucesso, na construção de excêntricos, girabrequins, correntes - transportadoras, pinos sujeitos a atrito, engrenagens etc.,



1- Ferro "Armco" C=0,025%
2- Aço Doce C= 0,32%
3- C = 0,35% Mo = 0,22%
4- C = 0,31% Cr = 1,60%
5- C = 0,32% Cr=1,56% Mo=0,25%
6- C = 0,73 Al=1,14%
7- C =0,33% Al=1,11% Mo=0,22%
8- C=0,32% Al=0,95% Cr=1,79%
9- C=0,28% Al=1,08% Cr=1,72% Mo=0,25%
10- C=0,53% Al=1,08% Cr=1,60% Mo=0,25%

CURVAS DE PENETRAÇÃO E DUREZA PARA AÇOS NÃO NITRETADOS A 500—510 °C DURANTE 90 HORAS

FIG. IV—18

NITRETAÇÃO PARCIAL

Quando há necessidade de nitretar sòmente partes de uma peça, as que não devem ser tratadas são recobertas, geralmente com estanho ou a liga estanho -chumbo (80-20). A camada deve ser bem fina - 0,007 a 0,01 mm para evitar que corra para partes que devem ser nitretadas, durante o aquecimento.

O cobre, também, pode ser empregado na espessura de 0,01 a 0,02 mm, dando boa proteção para trata-

mentos muito prolongados.

Outros meios são: recobrimento com zinco ou tinta a base de silicato de sódio.

OUTROS TRATAMENTOS SUPERFICIAIS

Outros tratamentos, termo-químicos superficiais, são conhecidos, sendo a principal finalidade, nêstes casos, aumentar a resistência à corrosão e a oxidação a altas temperaturas.

Entre êsses processos, temos a impregnação por zinco, por cromo, por alumínio, por silício, e ainda outros metais, manganês, tungstênio, molibdênio, zircônio, titânio, etc., como também a oxidação superficial.

A impregnação por zinco, denominada Sherardização (1), é realizada colocando as peças em tambores rotativos, em meio a uma mistura de zinco em pó, e 5 a 8% de seu óxido (alguns autores dão 4 a 20% de ZnO) e aquecendo o conjunto a 350-400°C, o tempo de tratamento variando entre 3 a 12 horas, conforme a espessura da camada desejada.

Segundo Guillet, pode ser juntado ao pó de zinco, areia, na proporção de 5 vêzes a quantidade de zinco, obtendo-se o mesmo resultado.

Pode ser utilizado como elemento ativo, que cede o zinco, uma liga ferro-zinco.

Sang recomenda colocar naftalina - agente redutor - para aumentar a rapidez e perfeição do processo.

As profundidades de penetração em milímetros no processo comum são, em média, as seguintes:

tempo de tratamento	300°C	350°C
2 horas	0,064	
4 horas	0,065	0,142
6 horas	0,069	

O material assim tratado, apresenta grande resistência à corrosão, idêntica à obtida por galvanização a quente.

---

(1) Descoberto em 1901 por Sherard Cowper Cole.

A impregnação por cromo é feita principalmente com aços de baixo teor de carbono - 0,10-0,20% C, existindo vários processos para obtenção dêsse desideratum.

O processo foi ideado por Kelly, em 1921, o seu processo sendo quase idêntico ao citado em primeiro lugar, logo a seguir, tendo sido desenvolvido na Alemanha e Russia por vários pesquisadores.

Entre os vários processos são citados:

1) Aquecimento das peças em caixas fechadas contendo uma mistura de 45% de alumina, e 55% de cromo em pó, ou ferro cromo, à temperatura da ordem de 1300° - 1400°C durante 3 a 4 horas, em atmosfera inerte de hidrogênio.

A alumina é adicionada para evitar a aglomeração do pó de cromo e o hidrogênio para evitar oxidação.

Laissus, utilizando ferro-cromo ou cromo-eletrolítico, em um tubo fechado com terra refratária, o conjunto sendo colocado dentro de outro tubo contendo limalha de ferro fundido, e também fechado, eliminou o uso de hidrogênio e obteve as seguintes profundidades de penetração para tratamento a 1200°C:

2,30	h	-	0,04 mm
5,0	h	-	0,072 mm
10,0	h	-	0,155 mm

2) Aquecimento da peça em uma mistura de óxido de cromo, cloreto crômico e alumínio em partículas a 1000-1300°C.

3) Fusão das peças em moldes revestidos de cromo ou ferro cromo.

4) Cromeação ou seja, deposição eletrolítica do cromo, seguido de um aquecimento a temperaturas da ordem de 1200°C.

5) Aquecimento da peça a 1000°C em uma atmosfera de cloreto crômico gasoso.

A profundidade de penetração é, por êste processo, da ordem de 0,1 mm, para tratamento a 1000°C, durante 2 horas.

As peças impregnadas por cromo tornam-se também altamente resistentes à corrosão.

A impregnação por alumínio - calorização, é feita por aquecimento das peças em uma mistura de alumínio em pó, e alumina, sob uma corrente de gás redutor - hidrogênio - ou neutro, nitrogênio, durante 5 horas a 940-950°C em fornos rotativos.

Outro processo recomendado é o de juntar a mistura de alumínio e óxido de alumínio, cloreto de amonia, na seguinte proporção Al-49%, Al_2O_3-49%, - $Al\ NH_4$-2%.

Segundo Guillet, êsses tratamentos de calorização levam de 65 a 100 horas à temperatura de 850 - 875°C, dando espessuras de ordem de 0,1-0,12 mm.

Êsse tempo é, extraordinàriamente elevado, as peças ficando recobertas com grossas camadas de alumínio e liga alumínio-ferro.

Outros autores recomendam juntar simplesmente - ao pó de alumínio - 1 a 5% de cloreto de amônio e aquecer durante 5 horas a 840-920°C.

O tratamento pode ser realizado também, mergulhando a peça em um pó de liga Al-Fe de composição - próxima a Al_3Fe, de mistura com 0,5% de cloreto de amônio e aquecendo.

Outro tratamento recomendado é o de aquecer a peça em uma atmosfera de cloreto de alumínio gasoso, entre 900-1000°C.

O material torna-se bastante resistente à altas temperaturas, como pode ser visto no quadro comparativo de resistência à oxidação.

°C	aço doce comum	aço doce calorizado
850	1	20 - 50
900	1	10 - 50
1000	1	6 - 8
1100	1	5
1200	1	3

São resistentes, também, a banhos de cloretos, - nitratos e cianetos, assim como ao chumbo, estanho e zinco fundido e gases sulfurosos.

O teor de alumínio na superfície da peça pode ser até da ordem de 25%. Se êsse teor fôr mais elevado, a superfície da peça torna-se quebradiça, podendo se destacar fàcilmente. Mesmo com menores teores, a camada é frágil e não pode ser deformada.

Para a impregnação por silício, também são empregados métodos semelhantes: imersão da peça em uma mistura capaz de cedê-lo - carboneto de silício ou ferro-silício com óxido de ferro - sob uma atmosfera, desta vez ativa, de cloro, seguida de um aquecimento a temperatura variando, segundo os autores, entre 700°C e 900-1000°C.

O tratamento é feito em peças de ferro e aço, em fornos rotativos, o cloro sendo adicionado sòmente após ter sido atingida a temperatura, caso contrário, haverá corrosão das peças.

O material torna-se resistente ao ataque, pelos ácidos nítrico, sulfúrico, clorídrico e, também, até temperaturas da ordem de 850°C, a resistência ao desgaste sendo aumentada.

A espessura da camada obtida pode atingir até 2,5 mm, em duas horas, sendo obtidas espessuras até a ordem de 0,5 mm.

O teor de carbono tem influência; êste elemento reduz a velocidade de impregnação. O teor de enxôfre tem influência na resistência à corrosão.

Após êsse tratamento, em que as peças são mantidas a altas temperaturas, ou por tempo muito longo, elas devem ser submetidas a tratamentos posteriores, para regeneração da granulação fina.

Os processos de oxidação consistem em criar uma camada oxidada na superfície da peça, que toma uma coloração escura ou azulada, que dificulte a sua posterior oxidação pelos agentes atmosféricos.

Os óxidos formados naturalmente são porosos e permitem assim, o prosseguimento do ataque por oxidação. As camadas oxidadas, artificialmente, são de Fe_3O_4, mais uniforme e resistentes.

Podem ser citados os seguintes tratamentos:

a) imersão da peça em uma mistura fundida, contendo 95% de nitrato de sódio e 5% de bióxido de manganês (em pêso) até ser obtida uma côr escura.

É recomendado também uma mistura de sòmente 2% de bióxido de manganês de mistura com nitrato de só-

dio e potássio, ou só nitrato de sódio. A temperatura varia entre 300-500°C.

b) imersão da peça na seguinte mistura aquecida:

hidróxido de sódio	36 partes
óxido de chumbo	7 partes
cianeto de sódio	2 partes
água	50 partes
acetato de chumbo	2 partes
álcool metílico	1 parte

c) a seguinte fórmula também dá bons resultados:

água	10 litros
hidróxido de sódio	8 litros
cianeto de potássio	0,2 quilo
litargirio	0,2 quilo

Usar a solução a quente. Ferver a peça durante 1/2 a 1 hora.

d) aquecer a peça em uma atmosfera redutora após mergulhá-la em óleo.

e) uma solução de 40% de Hidróxido de Sódio, contendo 5% de nitrito de sódio e 5% de nitrito de potássio a quente - 120-140°C.

f)

525 g de soda
260 g de nitrato de Na
15 g de litargirio
13 g de cianureto de potássio
1 litro de água

Ferver a peça a oxidar, até atingir a côr azul escuro. Tempo - 15 minutos aproximadamente.

Com exceção do tratamento d), após a retirada da peça do banho, ela deve ser mergulhada em óleo.

g) Processo Bower-Barff. As peças a serem oxidadas são aquecidas a 650°C, em câmaras onde há circulação de ar carregado com vapor d'água, super aquecido ou uma mistura de vapor d'água e benzeno. O tempo

de tratamento é de 3 horas. A seguir, as peças são - mergulhadas em óleo de linhaça aquecido a 150°C.

Para proteção contra a corrosão é empregado, também, o processo de fosfatização, denominado Parquerização, a camada protetora sendo formada por fosfatos insolúveis, provenientes de reações que ocorrem durante o tratamento.

São empregados, para êsse fim, fosfatos de ferro, manganês ou zinco em soluções diluídas de ácido fosfórico.

Uma modificação dêsse processo é denominada de Bonderização; consiste a modificação, na adição de sais de cobre para acelerar a operação.

BIBLIOGRAFIA

1) *KITICE. T., e PEREIRA R.LIMA - Tratamentos Térmicos dos Metais - E.E.S.C.*

2) *BIRIGUNCIO, VANNOCIO - De la pirotécnica - 1540-Versão para o inglês por C.S. Smith e M.T. Gnudi.*

3) *GRIMBERG, MAURICIO - Cementação em caixa - Bol. ABM nº 2 - vol. 2*

4) *GROSSMANN, N.A. - Principles of Heat Treatment - 1955.*

5) *TOSSI, M. - La Tempra Pratica - 1952*

6) *COLPAERT, H. - Metalografia macrografica e micrográfica dos Produtos Siderúrgicos Comuns - Bol. nº. 40 - IPT - 1951*

7) *A.S.M. - Metals Handbook - 1948*

8) *JACQUET, A. - Aciers, fers, fontes - Dunod - 1952*

9) *CHIAVERINI, V. - Aços Carbono e aços ligas - Bol. Geologia e metalurgia - nº 11 - 1955*

10) *SAUVEUR, A. - The Mettallography and Heatl Treatment of Iron and Steel, McGraw - 1935*

11) *KROMARNITSKY, R.S. - Metal Progress 50/665. Outubro de 1946*

12) U.S.S. - The Making Shaping and Treating of Steel 1952

13) KRAMER, R.I. e HAFNER, H.R. - Cromizing of Steel, Trans. AIME, 154 - 415-22 - 1943

14) GIMENO, E., MORRAL, F.R. - Metalurgia General

15) BURNS, R.M. e SCHUH, A. E. - Protective coating for metals - Reinhold - 1939

16) IHRING, K.H. - Silicon Impregnation of Iron and Steel in Metal Progress - abril 1938 - vol. 33 - pag. 367

17) MORUCCI, R. - Trattamento Termici dei Metalli - Hoepli 1946

18) BRANLEY, A e LORD H.D. - The Equilibria between Mixtures of Carbon Monoxide and Carbon Dioxide at various pressures in Contact with Steels of Different Carbon Concentrations at 750°C - 1150°C in Journal of the Chemical Society-June 1932 - pag. 1641

19) DE SMET, G. - La pratique des traitments Termiquee des metaux industriels-Dunod - 1957

20) GUZZONI, G. - Gli Acciai - Hoepli - 1945

21) GUILLET, L. - La Cémentations des Produits Metalurgiques et sa généralisation tome II - Dunod - 1935

22) FOUQUET, D - Cementação - Trab. de formatura - E.E.S.C. - 1959

23) DUARTE, L.R. - Influência do catalizador na curva de Boudouard - trab. de formatura - E.E.S.C. - 1960

24) JENKINS, I. - Les Atmospheres Controlées dans le traitment thermique des metaux - Dunod - 1953

25) *HOTCHKISS, A.G. e WEBBER, H.M. - Protective Atmospheres - Willey - 1953*

26) *NITRALLOY AND NITRIDING- The Nitralloy corp. 1954.*

****

CAPITULO V

TRATAMENTOS TÉRMICOS DOS FERROS FUNDIDOS

INTRODUÇÃO

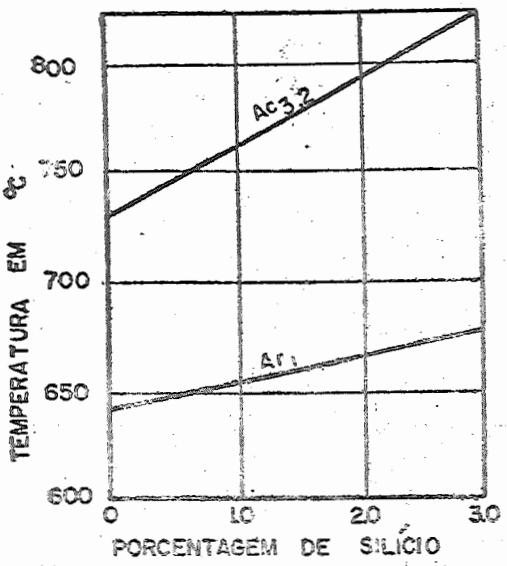
O ferro fundido pode ser comparado aos aços em seu comportamento aos tratamentos térmicos. No entretanto, devem ser consideradas as seguintes diferenças:

a) existência de grafita lamelar nos ferros fundidos cinzentos, (Plancha XII). Sabe-se que sua forma e distribuição tem uma influência marcante nas propriedades do ferro fundido, e influe, também, nos tratamentos térmicos.

b) um teor relativamente alto de silício, que faz elevar a temperatura de austenitização, Figura V-1, e tende a decompor o carbono combinado dos ferros fundidos, precipitando a grafita, em certa faixa de temperatura.

Êste elemento é um forte grafitizante. Nos ferros fundidos, em que o seu teor é elevado, sem outros elementos de ligas que facilitem a formação de carbonetos, durante o aquecimento para o tratamento térmico, pode ocorrer a grafitização completa.

c) existência de elevado teor de fósforo, com o aparecimento do eutético denominado steadita, que po



EFEITO DO SILICIO NA ZONA CRITICA DE UM FERRO FUNDIDO CONTENDO 3,5 % C

FIG. V—1

de ser visto na Plancha XII. A steadita pode fundir, se aquecida a altas temperaturas - a 950ºC aproximadamente, já pode ocorrer o fenômeno de exsudação - e cuidados devem ser tomados para não ultrapassar essa temperatura.

DIAGRAMA FERRO-CARBONO-SILICIO

Para que sejam melhor compreendidos os tratamentos térmicos dos ferros fundidos, é necessário conhecer o seu diagrama.

Essas ligas devem ser consideradas como ternárias - ferros fundidos comuns ou sem liga - devido à grande influência do silício.

Para facilidade de estudo dêste diagrama espacial, são feitos cortes do diagrama apresentando certas quantidades de silício, como os estudados por - Greiner, Marsh e Stoughton - Figura V-2, contendo 2 e 4% de silício, representando o equilíbrio metaestável, sem considerar o fenômeno de grafitização.

Observe-se que a linha de transformação austenita-perlita se eleva com o aumento de silício e a existência, agora, de uma faixa de coexistência austenita-ferrita-cementita. O eutetóide ocorre para teo-

Ferro fundido cinzento, fundo hiper eutetóide — steadita, cementita, perlita e veios de grafita — ataque — reativo de ácido pícrico. 250 X.

Plancha XII

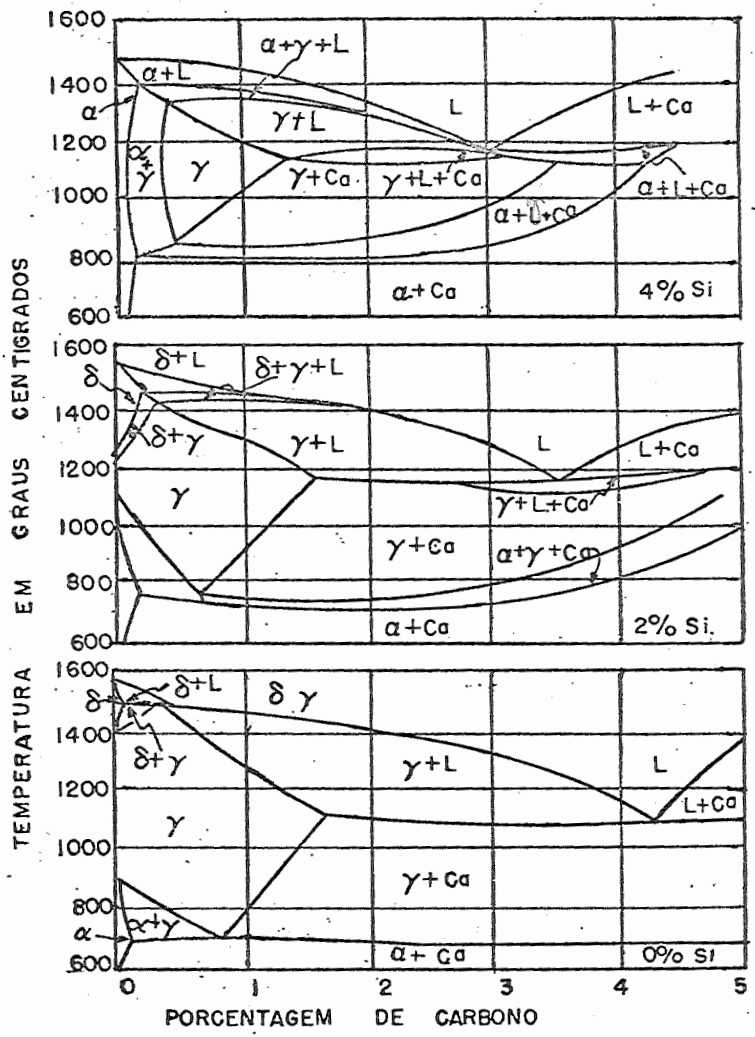


FIG. V—2

res de carbono mais baixos, aproximadamente 0,58 e 0,45% C, e à temperaturas mais elevadas 760° e 850°C, respectivamente, para 2 e 4% de silício.

O diagrama estável ferro-carbono-silício, para 2% de silício, quando há formação de grafita, pode ser visto na Figura V-3, e é devida a Boyles.

Êste mesmo autor afirma ainda que, sem os elementos manganês, enxôfre e fósforo, as ligas ferro -

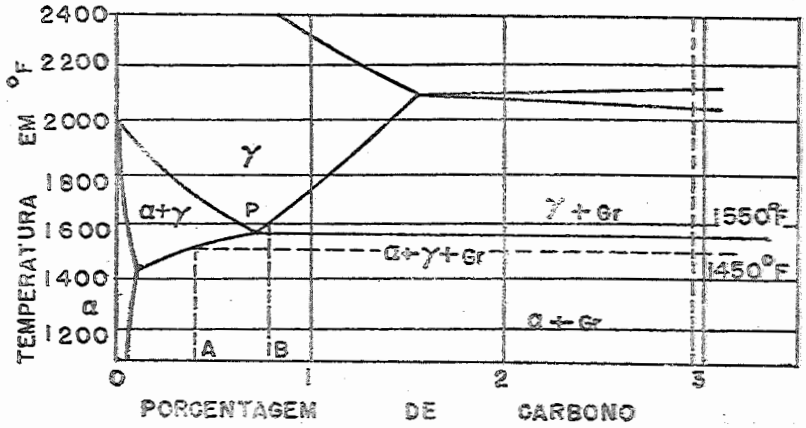


DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DO EQUILÍBRIO ESTÁVEL DAS LIGAS Fe — C — Si COM 2% DE Si

FIG. V — 3

carbono-silício, apresentam-se sempre sob a forma de ferrita e grafita, mas como nos ferros fundidos comuns êsses elementos sempre estão presentes, essas - influências não serão levadas em conta em nosso estudo.

OS TRATAMENTOS TÉRMICOS

Êsses tratamentos podem ser classificados da seguinte maneira:

a) envelhecimento artificial ou alívio de tensões

b) recozimento

c) têmpera e revenido

ALÍVIO DE TENSÕES

Os fabricantes de máquinas desde há muito tempo, tinham observado que, muitas peças fundidas, e usinadas logo a seguir, se deformavam com o decorrer do tempo, eliminando, dessa maneira, a precisão requerida para muitas peças.

Para evitar êsses inconvenientes, as peças após a fundição, eram largadas ao relento por um longo período, - semanas ou mesmo alguns meses - antes de serem usinadas. O processo é conhecido pela denomina—

ção de envelhecimento.

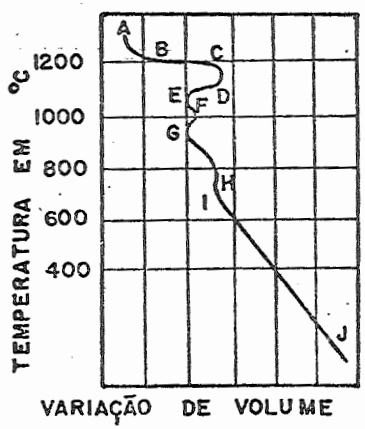
Essas deformações são causadas por tensões internas que, com o correr do tempo, vão sendo aliviadas devido às deformações permanentes nos pontos de maior concentração de esforços.

Não são tôdas as peças que apresentam tensões - de tal ordem que possam causar grandes deformações. A quantidade de tensões depende principalmente da - forma da peça, material empregado e técnica de fundição.

O tratamento de envelhecimento, como acima descrito, reduz sòmente pequena porcentagem das tensões residuais e é, portanto, um tratamento não muito adequado, quando é preciso trabalhar com alguma precisão nas medidas das peças.

CAUSA DAS TENSÕES INTERNAS

Durante o esfriamento e solidificação dos ferros fundidos, ocorrem variações de volume - contrações e expansões - como é representado na Figura V-4.



A-B Contração no estado líquido.

B-C Contração - mudança do estado líquido para o sólido.

C-D Contração da austenita e ledeburita.

D-E Expansão devido à grafitização.

E-F Contração devido à diminuição de temperatura.

F-G Expansão devido à mudança da esteadita ternária à forma - binária.

G-H-Contração continuada.

H-I Expansão devido à transformação da austenita em perlita e da fase γ a α.

I-J Contração nítida ocorrendo - durante o esfriamento até à temperatura ambiente.

FIG. V—4

Durante o esfriamento o gradiente de temperatura varia, segundo a espessura da secção considerada.

Nas peças finas é, pràticamente, uniforme a temperatura em tôda a secção; nas peças grossas ou de secções variadas, durante a solidificação existem grandes diferenças de temperaturas de ponto para ponto; enquanto umas partes ainda estão no estado líquido, outras estão já sólidas; quando as primeiras começam a se contrair, no estado sólido, encontram contornos rijos que não permitem os movimentos. Quando uma parte sólida está em contração, outra pode estar em expansão. As tensões que ocorrem podem causar o aparecimento de trincas, sendo assim aliviadas, ou podem permanecer nas peças. Quando permanecem nas peças, causam a deformação das mesmas com o tempo, podendo, no caso de peças que requerem precisão de medidas, inutilizá-las.

RECOZIMENTO PARA ALIVIO DE TENSÕES

É assim denominado o processo pelo qual é reduzida a tensão interna em uma peça fundida, soldada ou temperada.

O processo consiste em aquecer a peça, a uma certa temperatura abaixo da zona crítica - temperatura de transformação eutetóide - mantendo-a por um certo tempo a essa temperatura, esfriando-a a seguir, lentamente, no interior do forno.

Para as peças de ferro fundido comum, o alívio de tensão interna é feito na faixa de temperatura de 470 a 570°C.

O tempo de permanência recomendado para aliviar bem as tensões é de vinte minutos por centímetro de espessura da peça.

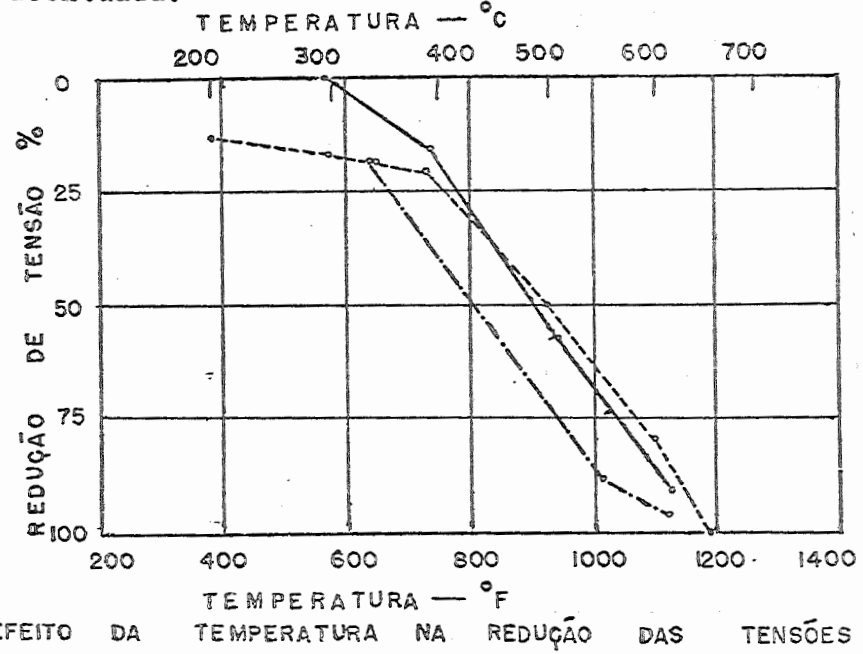
Os ferros fundidos com elementos de liga, que atrasam as reações, devem ser aquecidos a temperatura em torno de 650°C.

INFLUÊNCIA DE TEMPERATURA

Quando a temperatura de um material é aumentada, o seu limite de elasticidade é diminuído e as tensões internas do material podem ser aliviadas pelas deformações plásticas.

Tensões 1147 °C

O gráfico da Figura V-5 mostra a porcentagem de tensão removida a diferentes temperaturas, mas estas afetam as propriedades mecânicas, como mostra Figura V-6. Observa-se que o limite de proporcionalidade - cai ràpidamente, até 300°C, continuando constante até, aproximadamente, 500°C, quando inicia outra queda acentuada.



EFEITO DA TEMPERATURA NA REDUÇÃO DAS TENSÕES

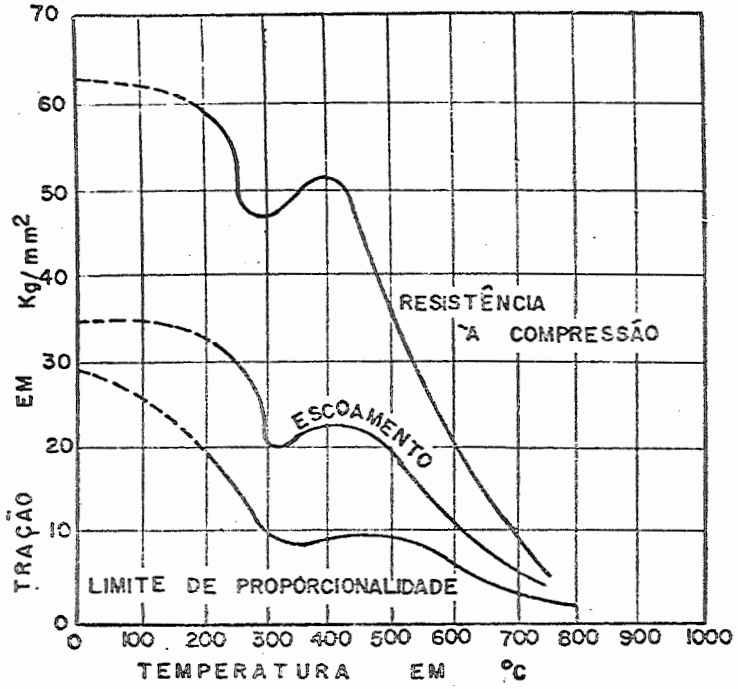
FIG. V—5

Estas propriedades são afetadas de maneira diversa e variam com o tipo de ferro fundido.

As temperaturas de alívio de tensão variam, portanto, de 470° a 570°C faixa de início da queda rápida do limite de proporcionalidade.

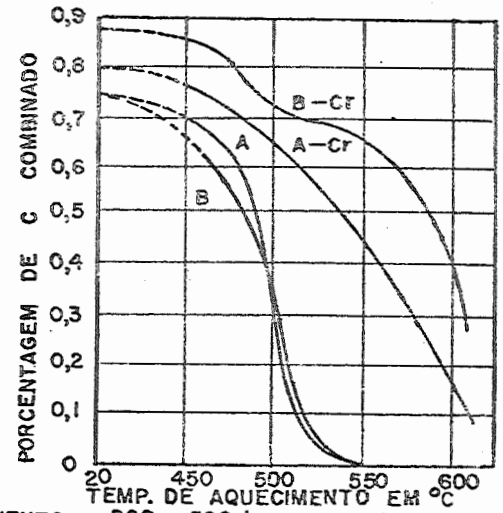
Para evitar a queda demasiada da resistência mecânica, provocada pela grafitização nos ferros fundidos de alto teor de silício, é aconselhável trabalhar à temperaturas mais baixas possíveis. Os ferros fundidos, com baixo teor de silício, ou com alto teor - de silício e com elementos estabilizantes dos carbonetos, podem ser tratados à temperaturas mais elevadas, sem receio de grafitização, Figuras V-7 e V-8.

Os tratamentos de alívio de tensões devem ser feitos de maneira a afetar pouco a dureza do material, assim como a sua estrutura.



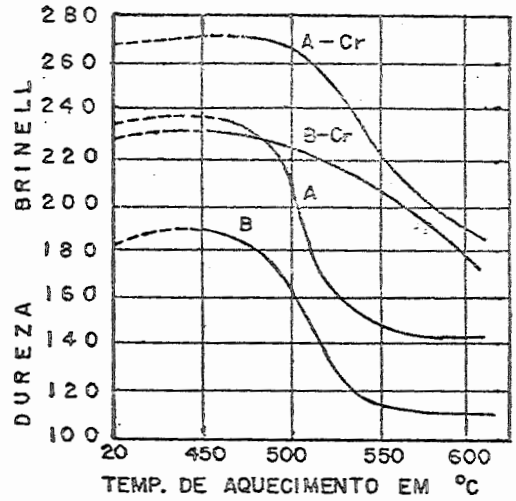
PROPRIEDADES MECANICAS DE UM FERRO FUNDIDO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA

FIG. V—6



EFEITO DO AQUECIMENTO POR 500 h NO CARBONO COMBINADO EM UM FERRO COMUM E OUTRO COM Ni E Si

FIG. V—7



EFEITO DO AQUECIMENTO POR 500 h NA DUREZA DOS MESMOS FÈRROS DA FIGURA V — 7

FIG. V— 8

Com êstes tratamentos consegue-se um aumento da resistência mecânica e da resiliência, principalmente em peças de formas complicadas, e que, em geral, apresentam tensões residuais mais elevadas.

RECOZIMENTO

O têrmo recozimento é muito genérico, e é mais usado para os tratamentos térmicos que induzem amolecimento e melhoria de usinabilidade. Sob essa designação, compreendemos os seguintes tratamentos:

a) alívio de tensões (já estudado);

b) remoção de gases dissolvidos;

c) recozimento pròpriamente dito;

d) grafitização e maleabilização.

O tratamento para remoção dos gases é feito à temperaturas similares à de alívio de tensões, geralmente abaixo de 550°C.

O tratamento de grafitização e maleabilização - será visto em detalhe adiante, sob o título: Maleabilização do ferro fundido.

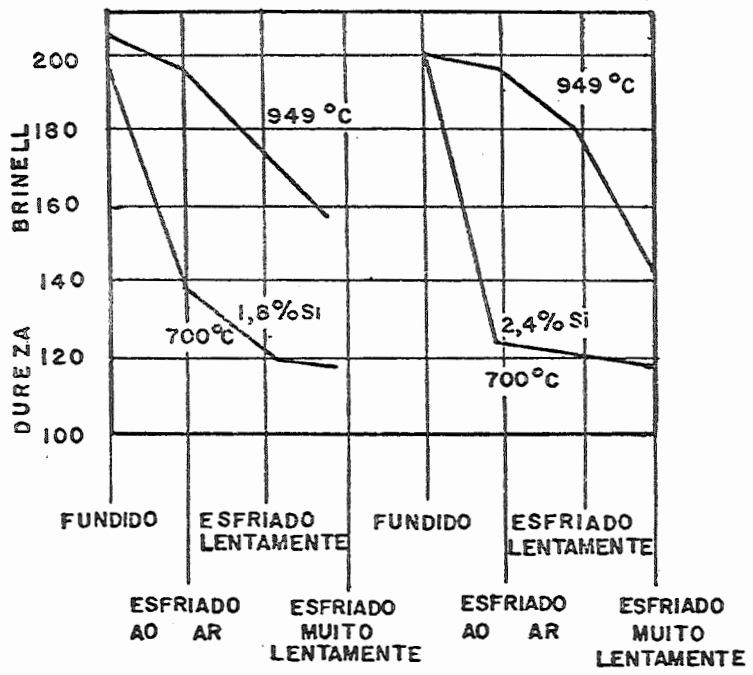
RECOZIMENTO PROPRIAMENTE DITO

A finalidade do recozimento é tornar a peça - mais usinável, por questões econômicas; no entanto, deve ser feito com muito cuidado, para evitar a queda demasiada das propriedades mecânicas.

A dificuldade de usinagem é, muitas vêzes, ocasionada pela presença de áreas de cementita. Estas - sòmente podem ser eliminadas pela grafitização, que se processa com relativa facilidade à temperaturas a cima de 930°C, sendo necessária para certas composições até 980°C.

As propriedades mecânicas do ferro fundido comum recozido a uma temperatura acima da de austenitização, sem apresentar áreas de cementita, dependem - muito mais da velocidade de resfriamento, que de sua composição, como mostra Témmins.

Observa-se na Figura V-9, que a diferença dos - teores de silício, 1,8% e 2,4%, afeta muito pouco a dureza da peça, principalmente para maiores velocidades de esfriamento.



EFEITO DA VELOCIDADE DE ESFRIAMENTO NA DUREZA DE BARRAS DE 1/2" DE DIAMETRO

FIG. V — 9

É perfeitamente compreensível que as propriedades obtidas com o tratamento a 700°C sejam inferiores, pois a temperatura do tratamento foi apenas a suficiente para grafitizar ou coalescer a cementita, aumentando a porcentagem de ferrita e grafita em detrimento da perlita.

Para ferros fundidos com as seguintes composições:

ferro 1)	Ct - 3.19%	Mn - 0,76%
	Cc - 0,69%	Mo - 0,01%
	Si - 1,70%	Cr - 0,03%
ferro 2)	Ct - 3,52%	Mn - 0,75%
	Cc - 0,50%	S - 0,05%
	Si - 1,75%	P - 0,40%

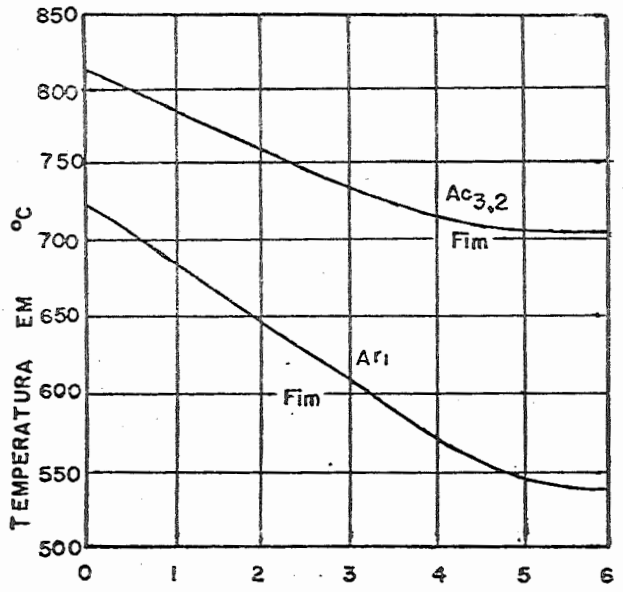
foi verificada a seguinte variação do teor de carbono com a temperatura de aquecimento:

estado	teor de C combinado (*)	
	1	2
bruto de fusão	0,69	0,50
recoz. 650ºC	0,54	0,15
" 675	0,38	
" 705	0,09	0,10
" 730	0,09	
" 760	nada	0,06
" 785	0,05	
" 815	0,47	0,13
" 845	0,59	
" 870	0,67	0,21

(*) a duração do tratamento do ferro nº 2 foi de 1/2 a 3 horas.

Verifica-se, por essa tabela, que o ferro nº 1 deve apresentar baixas durezas na faixa de temperatura de 705 a 785°C, qualquer que seja a velocidade de esfriamento, elevando-se em seguida, dependendo do esfriamento; o ferro nº 2 deve apresentar baixas durezas, mesmo para aquecimentos da ordem de 870°C, - pois, nêsses casos, não apresentam carbono combinado suficiente para dar muitas áreas com estrutura perlítica. Existirão mais áreas de ferrita que de perlita.

O cromo, o molibdênio, o vanádio e o níquel, influem bastante no tratamento de recozimento; os dois primeiros por anular, em parte, o efeito grafitizante do silício, e o vanádio e o níquel por reduzirem a temperatura de transformação, Figura V-10, agindo assim, em sentido contrário também ao do silício. O cromo e o molibdênio, nêste particular, agem ao contrário do Nickel, elevando a temperatura de transformação; 1% de cromo eleva a temperatura de, aproximadamente 50°C, e 1% de molibdênio 5,5°C, 1% de vanádio abaixo o ponto de transformação de aproximadamente 80°C.



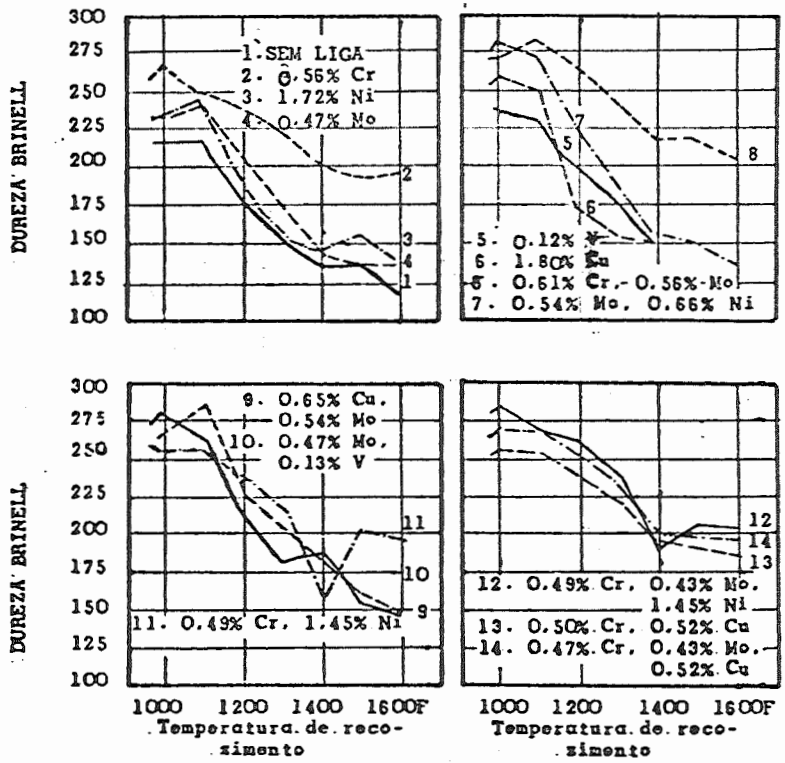
EFEITO DO Ni NA ZONA CRITICA DE UM FERRO FUNDIDO C 3,3% Si — 1,3%

FIG. V — 10

A Figura V-11 nos mostra a dureza obtida para recozimento a várias temperaturas, de diversos ferros fundidos.

TÊMPERA E REVENIDO

As peças de ferro fundido são temperadas para que tenham aumentadas a sua resistência mecânica, e resistência ao desgaste. O revenido é feito com a finalidade de aliviar as tensões internas e aumentar a tenacidade após a têmpera.



EFEITO DA COMPOSIÇÃO E TEMPERATURA DE RECOZIMENTO NA DUREZA DE VÁRIOS FERROS FUNDIDOS

Fig. V-11

A têmpera consiste no resfriamento brusco da peça de uma temperatura acima da de austenitização. O revenido consiste no aquecimento da peça temperada à temperaturas abaixo da de transformação.

Para compreensão da têmpera de um ferro fundido deve ser recordado o diagrama de equilíbrio ferro-carbono. Tratando-se de um ferro fundido cinzento, a têmpera se processará como em um aço, contendo veios de grafita e inclusões de steadita.

Os ferros fundidos nodulares e maleáveis também podem sofrer êsse tratamento térmico.

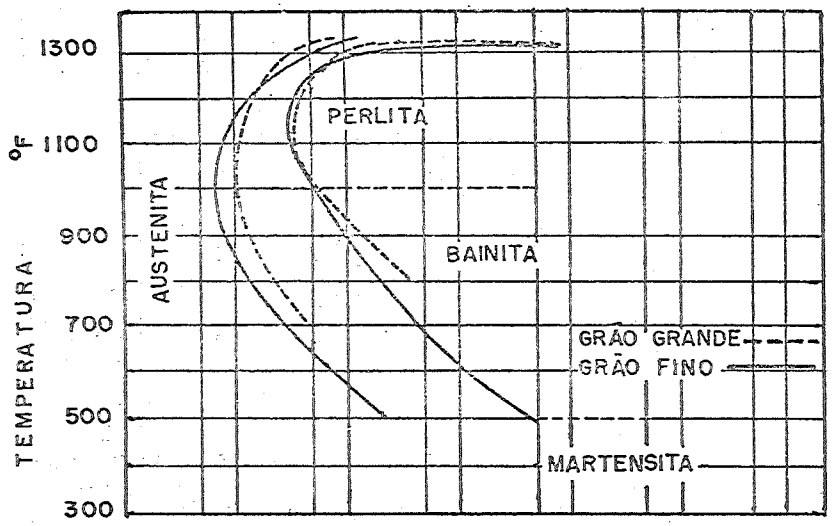
A composição química influe grandemente no tratamento, aumentando ou diminuindo a velocidade crítica de têmpera.

Quando esta é realizada em meio de alta severi-

dade de têmpera, podem aparecer fissuras, geralmente desenvolvendo-se entre veios de grafita, ligando-os. A forma dos veios parece ter influência, os maiores evitando a propagação das mesmas.

As áreas de eutético fósforos parecem ser, também origem de trincas.

Para os ferros fundidos, podem ser traçadas, também, curvas em S, com a vista na Figura V-12.



CURVA EM S DE UM FERRO FUNDIDO COM 3,75%C 2,9%Si, 0,55% Mn — 0,4% P — 0,065% S

FIG — V — 12

Os elementos de liga influem sôbre esta curva e podemos citar os seguintes efeitos, segundo vários autores.

O silício aproxima a curva para a esquerda, sendo, então, necessárias maiores velocidades de esfriamento para têmpera. Diminue, também, a solubilidade do carbono na austenita, dando martensitas mais moles após a têmpera.

O manganês após neutralizar a influência do enxôfre, é um elemento formador de carbonetos e afasta a curva para a direita.

O fósforo atrasa tanto a austenitização, como a formação de martensita, efeito notado sensìvelmente, nos contornos dos eutéticos.

O níquel afasta a curva para a direita, facilitando o tratamento.

ESTRUTURA DOS FERROS FUNDIDOS TEMPERADOS E REVENIDOS

Como é de se esperar, a estrutura de um ferro fundido temperado consiste em uma matriz martensítica entrecortada por veios de grafita e com áreas de steadita.

Nos ferros fundidos, temperados e revenidos, a matriz martensítica se transforma em sorbita.

EFEITO DA TEMPERATURA SÔBRE A TÊMPERA

O esfriamento rápido, após aquecimentos à temperaturas inferiores à de austenitização, não aumenta a dureza, ao contrário, quanto maior a temperatura, menor a dureza.

Para temperaturas acima da de austenitização, há aumento de dureza, sendo esta tanto maior, quanto mais elevada a temperatura. Estas, geralmente, estão compreendidas entre 800 e 870°C.

O ganho em dureza com êste tratamento será função, também, da composição química do material.

Podemos fazer um rápido exame desta influência, observando o comportamento dos ferros nº 1 e 2, citados no estudo do recozimento.

Vemos que o ferro nº 1, sòmente a partir de 815°C começa a apresentar um teor relativamente elevado de carbono combinado, que permite a obtenção de martensita.

O ferro nº 2, devido a composição, mesmo aquecido a 870°C, não permite a obtenção de uma martensita dura após o resfriamento rápido, por falta de carbono combinado.

A Figura V-13 nos mostra a dureza e o teor de carbono combinado, obtido após têmpera em óleo, do ferro nº 1 já citado e um ferro Cr-Ni-Mo, com a seguinte composição:

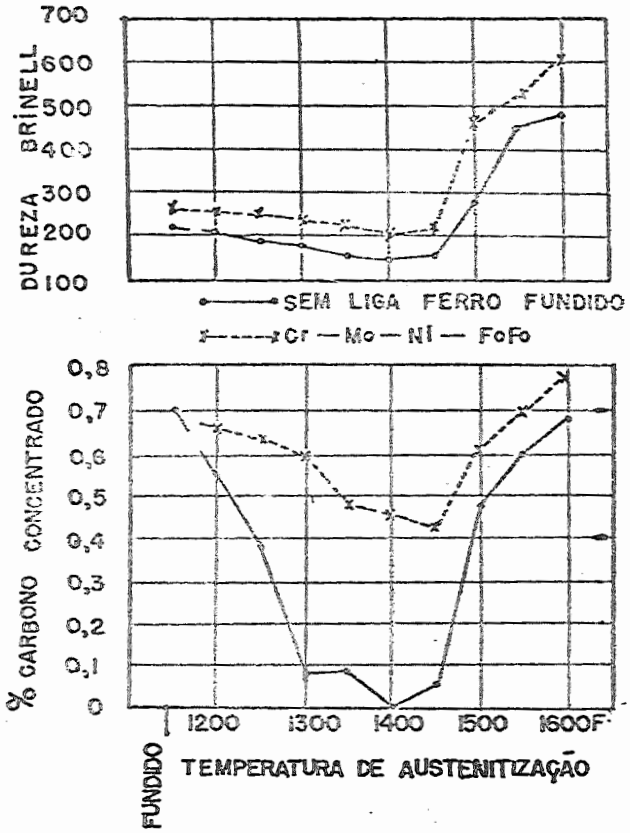
Ct - 3,10% Cc - 0,70% Si - 2,05% Mn 0,80%

Cr - 0,27% Ni - 0,37% Mo - 0,45%

O limite de resistência varia com a temperatura de têmpera, como pode ser visto na Figura V-14, mesmo após o revenido.

EXECUÇÃO DO TRATAMENTO

A temperatura e o tempo devem ser bem controla-



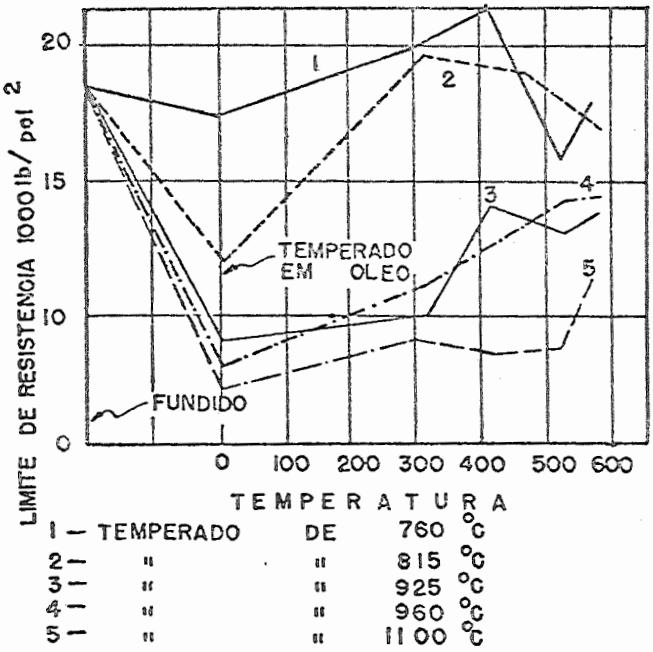
EFEITO DA COMPOSIÇÃO EM PROPRIEDADES DE FERROS FUNDIDOS TEMPERADOS

FIG. V — 13

dos para que seja obtida uma dissolução do carbono, suficiente para dar após o tratamento a dureza desejada. Lembramos, aqui, que ferros como o citado de composição 2, não são recomendados para tratamento, devido às altas temperaturas que exigem.

O aquecimento deve ser lento, pois o material está sujeito à trincas mais fàcilmente que os aços, e feito homogêneamente em tôda a peça para evitar distorções. O apôio das peças deve ser perfeito, para evitar o mesmo fenômeno.

A têmpera é, geralmente, feita em óleo, podendo no entanto, ser feita no ar para certos tipos de ferro fundido, com alto teor de liga.



EFEITO DO AQUECIMENTO APOS TEMPERA EM OLEO DE UM FERRO FUNDIDO C—3,1 % Si 1,1 %

FIG. V— 14

As peças devem ser desbastadas antes do tratamento, devido ao aumento de dureza que prejudica a usinagem. Deve ser lembrado que, durante o tratamento pode ocorrer, também, o crescimento das peças.

Devem ser tomados cuidados especiais ao temperar as peças, de formatos irregulares, para evitar o aparecimento de trincas e empenamentos.

PROPRIEDADES DAS PEÇAS TEMPERADAS E REVENIDAS

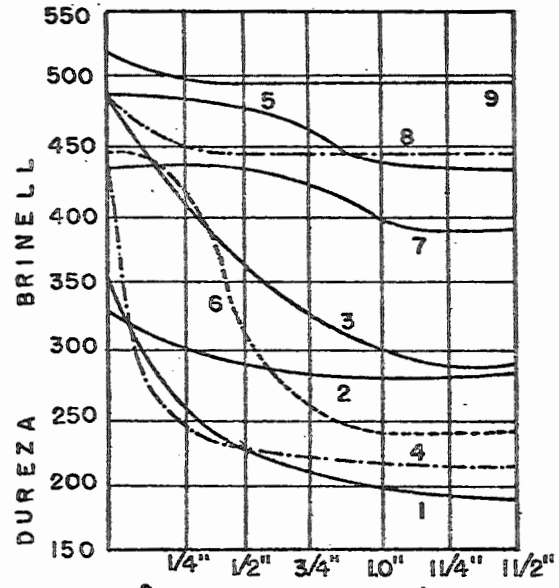
O efeito dêsses tratamentos, devidamente executados, são os seguintes em relação à peça bruta de fusão:

a) maior dureza;
b) maior resistência à tração;
c) aproximadamente apresenta a mesma resistência à flexão;
d) menor resistência ao impacto;
e) maior resistência ao desgaste.

A Tabela V-1 nos dá a composição de vários ferros fundidos e o gráfico da Figura V-15, as suas durezas, obtidas do centro à superfície, para barras de 3" de diâmetro, temperadas em óleo.

TABELA V-1

número	Ct	Mn	Si	Ni	Cr	Temperatura de têmpera °C
1	3,37	0,58	1,49	-	-	847
2	2,79	0,74	2,58	-	-	857
3	2,54	0,76	2,51	1,05	-	857
4	3,15	0,54	1,23	0,97	-	830
5	3,13	0,79	1,02	3,89	-	788
6	3,36	0,56	1,50	1,22	0,58	847
7	3,44	0,63	1,55	2,22	0,98	830
8	3,15	0,66	1,18	3,18	0,86	802
9	3,37	0,52	1,47	3,46	1,56	815



DUREZAS DA SUPERFICIE AO CENTRO DE BARRAS TEMPERADAS EM OLEO DE 10°C ACIMA DA ZONA CRITICA

FIG. V — 15

A Figura V-16 nos mostra a variação de propriedades obtidas com êsses ferros fundidos, quando submetidos a diferentes tratamentos térmicos.

TEMPERAS ISOTÉRMICAS

O ferro fundido, também, pode ser submetido a tratamentos de austêmpera e martêmpera, da mesma maneira que os aços.

Êsse tratamento consiste em aquecer as peças à temperaturas entre 800 e 870°C e esfriar em meio de têmpera mantido na faixa de temperaturas de 200 a 400°C.

As peças adquirem, além de elevada dureza, de 250 a 400 Brinell, boa resiliência, sendo menor a possibilidade de aparecimento de trincas.

As experiências mostraram que as peças submetidas ao tratamento isotérmico, possuem melhor resistência ao desgaste que as peças temperadas e revenidas da mesma dureza.

Êsse tratamento é muito indicado para engrenagens, cilindros, anéis, etc.

Como no caso dos aços, os ferros fundidos com elementos de liga são, mais fàcilmente, tratados que os sem liga - as curvas em S estão mais deslocadas - para a direita. O silício, como já foi citado, desloca a curva para a esquerda.

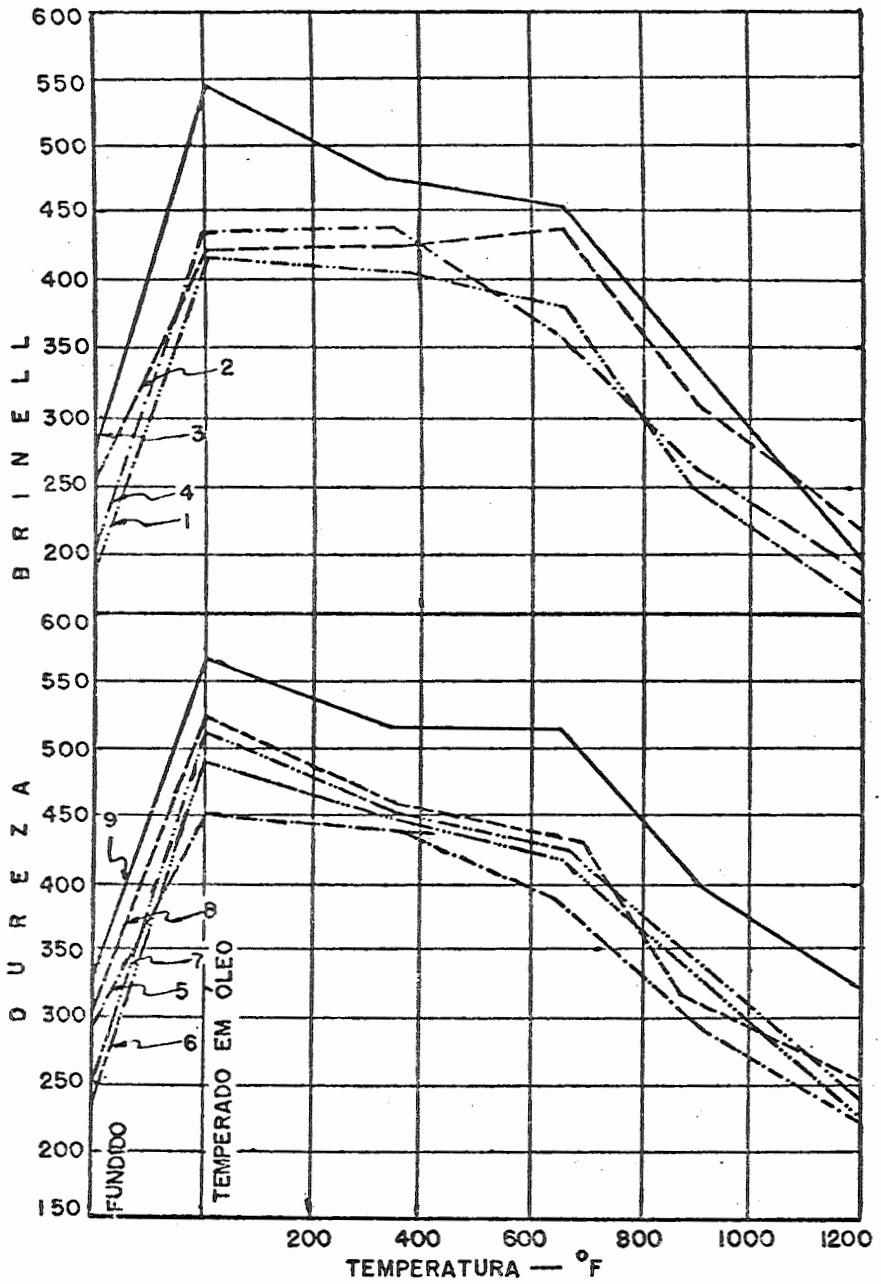
TÊMPERA SUPERFICIAL

Os ferros fundidos podem, também, ser temperados superficialmente, sendo empregados para êsse fim, o aquecimento por indução ou à chama.

São recomendados para serem submetidos a êsses tratamentos, ferros que apresentam um teor de carbono combinado da ordem de 0,6-0,8%. Em geral, também, são empregados ferros fundidos com elementos de liga formadores de carbonetos, para evitar grafitização - pelo aquecimento, ou que êste possa ocorrer no resfriamento, se a têmpera não fôr executada em água.

NITRETAÇÃO DOS FERROS FUNDIDOS

Os ferros fundidos, também, podem ser endurecidos por um tratamento de nitretação, da mesma maneira que os aços.



EFEITO DA TÊMPERA E REVENIDO NA DUREZA DE FERROS FUNDIDOS DADAS AS COMPOSIÇÕES TAB.

FIG. V — 16

Para obtenção de melhores resultados, os ferros fundidos devem conter cromo e alumínio e, para melhores ainda, o molibdênio.

Devem, da mesma maneira que o aço, ser temperados e revenidos prèviamente. O revenido deve ser feito à altas temperaturas - 600 - 700°C - e, por longo tempo, para retirar completamente as tensões.

A grafita que êles apresentam constitui uma espécie de barreira à nitretação, sendo então fatôres importantes a porcentagem de carbono grafítico e sua forma, sendo que a forma esferoidal apresenta melhores resultados. Guilet recomenda, então, fazer a nitretação em ferros coquilhados, recozidos para grafitizar - a grafita, nêste caso, não se apresenta em forma de veios - e sendo, a seguir, temperados e revenidos; no caso de se desejar nitretar ferros fundidos cinzentos, fazer êsse tratamento com ferros de baixo teor de carbono.

A velocidade de nitretação é menor do que para os aços, sendo obtidas, em média, camadas de 0,2 mm para 60 horas, e 0,37 mm para 90 horas de tratamentos a 500-550°C, em atmosfera de amoníaco.

A Tabela V-2 - segundo Guillet - dá alguns dados comparativos da nitretação de aços e ferros fundidos.

TABELA V-2

Material	penetração em mm	Dureza Brinell
Aço Cr-Al	0,65	1,066
f°f° especial-coquil	0,35	900
f°f° especial-areia	0,35	980

Segundo outros autores, as durezas obtidas são idênticas às conseguidas para o aço Nitralloy 135.

Na Tabela V-3, são dadas algumas composições de ferros fundidos para nitretar.

O silício influe na penetração, e o fósforo abaixa a dureza superficial.

TABELA V-3

C	2.75	2.6	2.49	2.3 - 2.9	- 2.5 -	2.75-
Cg	1.89	1.38				
Si	2.58	2.58	2.39	1.5 - 1.6	2.3 -	2.6
Mn	0.73	0.6	0.6	0.6	0.6 -	0.8
Cr	1.22	1.69	1.31	0.2 - 0.4	1.5 -	1.8
Al	1.01	1.43	0.8	1.0 - 1.25	1.5 -	1.8
Mo	0.24			0.6 - 0.75		
V	0.16					
P	0.046	0.096			0.10 máx.	
S	0.025	0.07			0.08	

Os ferros fundidos nitretados apresentam, como já foi dito, alta dureza superficial, aliada a um - baixo coeficiente de atrito, e grande resistência ao desgaste, à corrosão, mas apresenta após o tratamento, uma superfície meio rugosa.

As modificações de dimensões parecem ser pequenas, e durante o tratamento ocorre um crescimento dos grãos.

Segundo Jenkins, o consumo de amônia é da ordem de 0,16 a 0,25 m^3/hora para nitretação de 10 m^2 de - superfície com dissociação de 30% de amônia.

O tratamento pode ser aplicado a camisas de motor de explosão, pistões, excêntricos, etc.

MALEABILIZAÇÃO

INTRODUÇÃO

Os ferros fundidos brancos possuem como constituintes, cementita e perlita, a distribuição e quantidade dêsses constituintes, dependendo do teor de - carbono, isto é, se o ferro fundido é hipoeutético , eutético ou hipereutético, e são duros e pouco resilientes. Se o teor de fósforo fôr apreciável, apresenta áreas de fosfetos ternários - fosfeto de ferro ferro e carboneto de ferro.

Como a maioria dos produtos siderúrgicos exige certa ductilidade e usinabilidade, os ferros fundidos brancos têm campo restrito de aplicação.

Ao recozimento para dar ductilidade e usinabilidade a êsses ferros denomina-se maleabilização e, ao

produto siderúrgico obtido, denomina-se ferro fundido maleável, ou ferro maleável.

Com êste tratamento, são obtidos ferros com estrutura inteiramente constituída de ferrita, ou ainda, ferrita e grafita e, em alguns casos, também perlita. A grafita, sempre que presente, aparece nos ferros bem maleabilizados sob a forma de nódulos arredondados, tendo sob êsse aspecto, muito menos influência sôbre a matriz do material, do que os comuns veios de grafita dos ferros fundidos cinzentos.

Dessa maneira, é conseguido um material barato, as peças sendo obtidas sem trabalho mecânico; são fundidas mais fàcilmente que as de aço, com alguma maleabilidade e resistência a choques, fáceis de usinar.

Entre algumas utilizações do ferro maleável, podemos citar: elos de correntes transportadoras, desmoldáveis; peças de auto veículos como sejam: carcaça de diferencial, suporte de molas, sapatas de freio, cotovelos e outras juntas de canos de adução de água, os protetores de fios elétricos, peças para a indústria textil e outras indústrias, peças para máquinas agrícolas.

PROCESSOS DE MALEABILIZAÇÃO

Dois são os processos usados para a maleabilização dos ferros fundidos brancos:

a) por descarbonetação, ou seja, um tratamento termo-químico, e

b) por grafitização, um tratamento térmico.

Mesmo no segundo processo, sempre ocorre uma descarbonetação, enquanto que, no primeiro, algumas vêzes, ocorre uma grafitização.

O produto obtido pelo primeiro processo, é designado ferro fundido maleável de núcleo branco, ou ferro fundido maleável europeu, por ter sido o processo desenvolvido inicialmente na Europa. Foi desenvolvido, principalmente, por R.A. Ferchoult de Reamur, em 1722; não foi descoberto por êle como citam alguns autores, pois, que algumas patentes já haviam sido tiradas a respeito do assunto antes daquela data.

A designação núcleo branco, provém do aspecto - metálico claro da fratura.

Do segundo processo de maleabilização, resulta o produto conhecido pela designação de ferro fundido maleável de núcleo preto ou ferro fundido maleável americano. A primeira denominação provém do aspecto - da fratura que, devido à presença de grande quantidade de grafita, apresenta-se preta. Êsse processo apareceu nos Estados Unidos, desenvolvido principalmente por Seth Boyden, em 1826, quando os pioneiros fundidores de maleável, sem conhecimento exato da técnica européia, tentaram maleabilizar o ferro fundido - branco e fizeram o recozimento sem envolvê-lo com os elementos descarbonetantes. Devido ao desconhecimento da técnica européia, e para felicidade dos experimentadores, a composição química descontrolada, possibilitou a grafitização do ferro fundido branco, e, para surpresa dos fundidores, o produto, apesar da fratura preta, apresentava excelentes propriedades - mecânicas e de usinagem.

Hoje, nos Estados Unidos, por vantagens econômicas, sòmente é produzido o ferro maleável de núcleo preto. Na Europa, assim como no Brasil, existem fundições produzindo os dois tipos.

INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

O primeiro passo para a obtenção de peças de ferro fundido maleável, é a fundição das mesmas em ferro fundido branco. A obtenção dêste tipo de ferro - vai depender da composição química e da velocidade de esfriamento.

Na Plancha XIII é visto o aspecto micrográfico de um ferro fundido branco hipo-eutético.

Os diagramas de Ulitzsche Weichelt nos dão uma boa idéia a respeito da influência do silício e do carbono, e da espessura das peças sôbre a constituição metalográfica do ferro fundido - Figuras V-17 a V-20.

Em qualquer caso, a constituição química, deve estar dentro da faixa que permite obter o ferro fundido branco.

O silício é importante porque aumenta a temperatura dos pontos críticos, abaixa a solubilidade do carbono na austenita, e parece favorecer a formação de núcleos de grafitização; todos êsses fatôres per-

Ferro fundido branco hipoeutético, perlita cementita e ledeburita — ataque — reativo de ácido nítrico. 100 X.

Plancha XIII

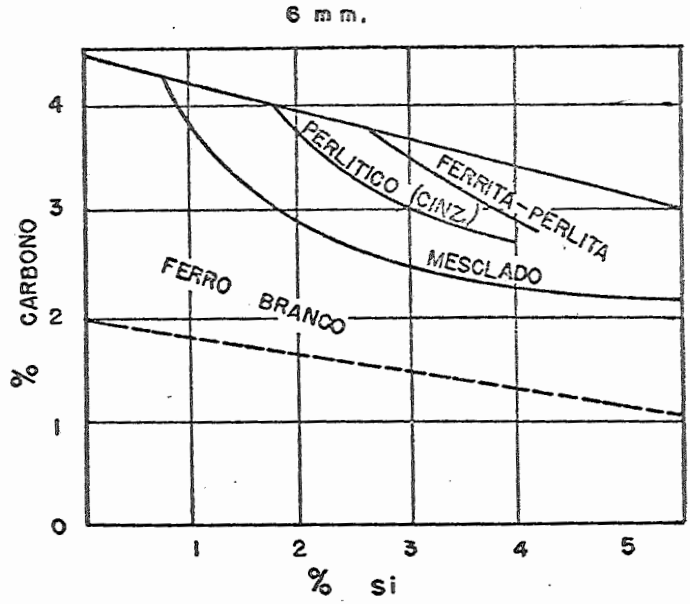


Fig. V-17

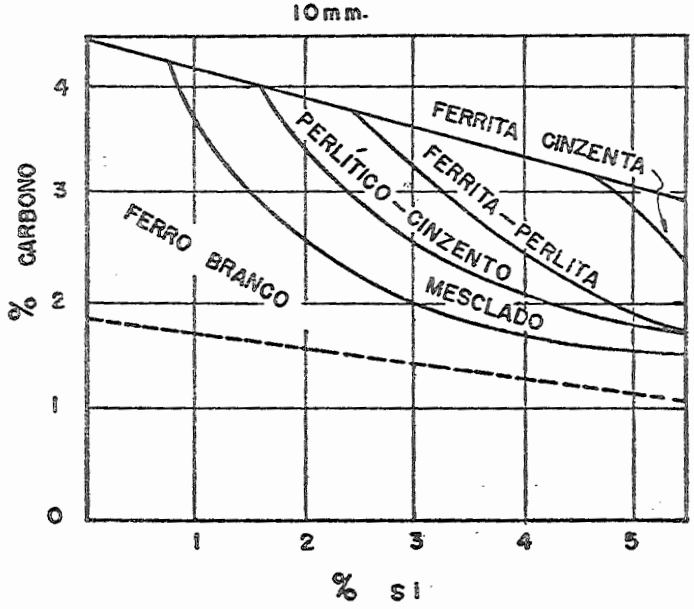
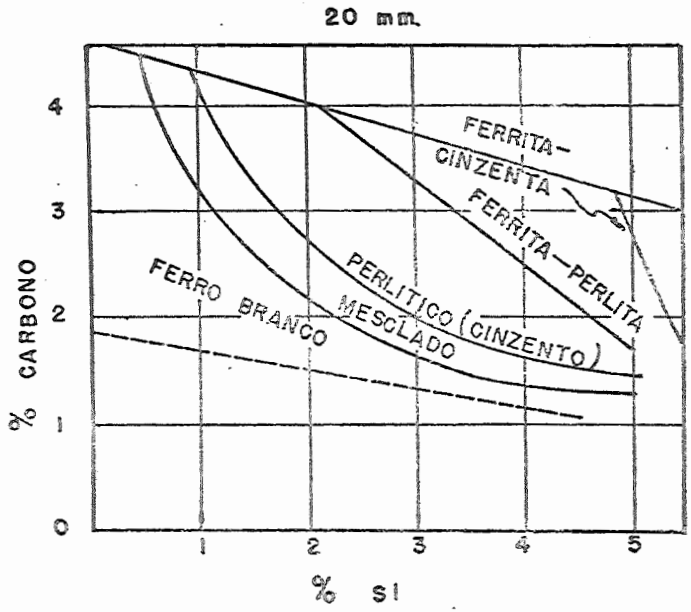


Fig. V-18


20 mm.
% CARBONO
% SI
FERRITA-
CINZENTA
FERRITA-PERLITA
PERLITICO (CINZENTO)
MESCLADO
FERRO BRANCO
0
1
2
3
4
5

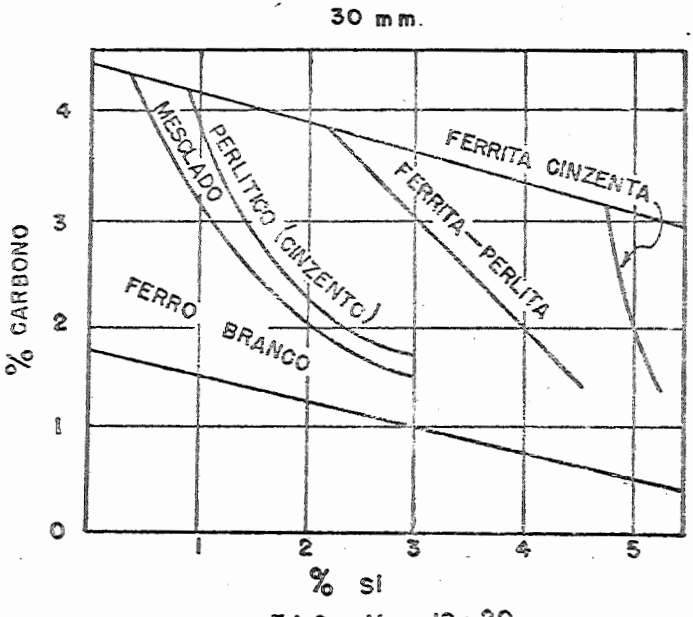

30 mm.
% CARBONO
% SI
MESCLADO
PERLITICO (CINZENTO)
FERRITA CINZENTA
FERRITA-PERLITA
FERRO BRANCO
0
1
2
3
4
5

FIG. V— 19 e 20

mitindo aumentar a velocidade de grafitização.

Note-se que, se o teor de silício é muito elevado, a fusão se torna mais difícil. Se o teor de silício é elevado, o teor de carbono deve ser abaixado, para poder ser conseguido um ferro fundido branco, a temperatura de fusão tornando-se, nêste caso, mais elevada.

Um teor de carbono alto necessita maior tempo de recozimento. Se o teor de carbono é bastante baixo, torna-se mais difícil o recozimento.

Os teores dêsses elementos são, então, interdependentes, e segundo Guilmore, devem variar da seguinte maneira:

teor de C (%)	2,2	2,4	2,6	2,8	3,0
teor de Si(%)	0,95	0,9	0,85	0,8	0,75

correspondente.

Isto é, dentro dos limites indicados pelo autor, a cada aumento de 0,2%C, o teor de silício deve baixar de 0,05%.

Dos outros elementos que, em geral, aparecem nas ligas, temos:

Manganês - normalmente é adicionado ao ferro fundido maleável para contrabalançar o efeito do enxôfre, estabilizador de carbonetos.

A reação é a seguinte:

$$Mn + S\,Fe \rightleftharpoons Mn\,S + Fe$$

Em proporções estequeométricas:

$$\frac{Mn}{S} = \frac{55}{32} = 1,72$$

Isto é, teòricamente, necessitam-se 1,72 vêzes o teor de enxôfre em manganês, para a neutralização. Na prática, os fundidores adotam valores tais como:

$$1,72 \times \%\ S + 0,2\% \quad ; \quad 2 \times \%\ S, \quad \text{etc}$$

Não deve ser exagerado o excesso de manganês porque êste é também, um estabilizador de carbonetos e dificultará o recozimento.

Enxôfre- em proporções até 0,15% devidamente

neutralizado pelo manganês, o enxôfre não tem grande influência sôbre as propriedades mecânicas e sôbre o processo de grafitização. As inclusões de sulfeto de manganês, apesar de não serem benéficas, estão em - proporções tão pequenas que o seu efeito é mascarado pelo de outras inclusões maiores.

Fósforo - a grafitização é pouco influenciada - pelos teores normais de fósforo; no entanto, o teor de fósforo deve ser baixo para evitar a diminuição - de resistência ao choque.

Cromo - para ser conseguida a grafitização em - tempo razoàvelmente curto, o teor de cromo e outros elementos estabilizadores de carbonetos, devem ser mínimos possíveis. Teores acima de 0,2% de cromo não permitem recozimento, em ciclos de tempo aplicáveis comercialmente.

Níquel - é grafitizante menos enérgico que o silício, mas êste perde sua ação quando, em presença - daquêle, isto é, um ferro ao qual se adicione um pouco de níquel, é mais difícil de grafitizar do que se o não tivesse. Se o teor de níquel ultrapassar um - certo valor (0,75%), novamente a velocidade de grafitização cresce.

Cobre - êste elemento é adicionado algumas vêzes, principalmente para elevar a resistência à corrosão do material, e a sua resistência e dureza.

O cobre diminui o tempo de tratamento de maleabilização, e quando presente, o teor de silício deve ser diminuido. A cada 1% de cobre deve o teor de silício diminuir de 0,1%.

Molibdênio - empregado para aumentar a resistência mecânica. É forte formador de carbonetos, e quando utilizado, o é juntamente com o cobre que neutraliza êsse efeito. Para neutralizar, aproximadamente, 0,3% de molibdênio, emprega-se teores da ordem de - 0,8% de cobre.

FERRO FUNDIDO MALEÁVEL DE NÚCLEO BRANCO

O ferro fundido maleável, tipo europeu, é maleabilizado, principalmente por descarbonetação.

O carbono do ferro fundido é oxidado a CO pelo

CO_2 envolvente: por sua vez, o CO é oxidado a CO_2 pelo elemento oxidante envolvente, geralmente minério de ferro.

O equilíbrio entre o ferro, o carbono e o oxigênio foi intensamente estudado por Schenk na Alemanha e Matsubara, no Japão.

Os estudos dêsses pesquisadores lançaram luz sôbre o fenômeno, até então mal conhecido, da descarbonetação.

O gráfico da Figura IV-10, é baseado no resultado dos estudos de Schenk e seus colaboradores, e nos dá uma visão clara de como o ferro pode se oxidar ou descarbonetar.

A curva IV limita a zona de redução de Fe_3O_4 a Fe O, ou seja, o primeiro estágio da redução do minério de ferro.

A curva II mostra o equilíbrio CO, CO_2 e C -curva de Boudouard (1) - em função da temperatura. Existindo carbono suficiente, o equilíbrio se dará a cada temperatura, num ponto dessa curva. Se houver excesso de CO, êste se precipitará sob forma de C finamente pulverizado. Havendo excesso de CO_2 êste reagirá com o C presente dando CO, até atingir o ponto de equilíbrio.

A curva (I) indica o equilíbrio CO/CO_2 em presença de Fe. Observa-se que a curva (I) está sempre à esquerda da curva (II). À esquerda da curva (I) a fase sólida será sempre Fe_3C segundo a reação:

$$3\ Fe + 2\ CO \rightleftharpoons Fe_3C + CO_2 \qquad (2)$$

Entre as curvas (I) e (II) haverá descarbonetação do ferro:

$$Fe_3\ C + CO_2 \rightleftharpoons 2\ CO + 3\ Fe \qquad (3)$$

seguida da oxidação do monóxido com a libertação do carbono,

$$2\ CO \rightleftharpoons C + CO_2 \qquad (4)$$

e grafitização, portanto, de carbono.

(1) Esta curva também é conhecida pelos nomes de Chaudron ou de Bell.

À direita da curva (II), teremos sempre descarbonetação.

A curva (III) limita a estabilidade do Fe: à direita, inicia-se a sua oxidação.

A curvas 0,05%C, 0,1%C, 0,3%C e 0,5%C, indicam os pontos de equilíbrio das ligas Fe-C com êsses teores de carbono.

Vemos, portanto, que a maleabilização por descarbonetação, de uma liga ferro carbono, pode se fazer simplesmente controlando a atmosfera (relação CO/CO_2) e a temperatura. O equilíbrio será indicado pelo gráfico.

COMPOSIÇÃO DO FERRO MALEÁVEL DE NÚCLEO BRANCO

A peça é fundida com composição, variando dentro da seguinte faixa:

C - 2,7 - 3,5 %
Si - 0,4 - 0,9 %
Mn - 0,2 - 0,6 %
S - 0,10- 0,45%
P - 0,15%

RECOZIMENTO

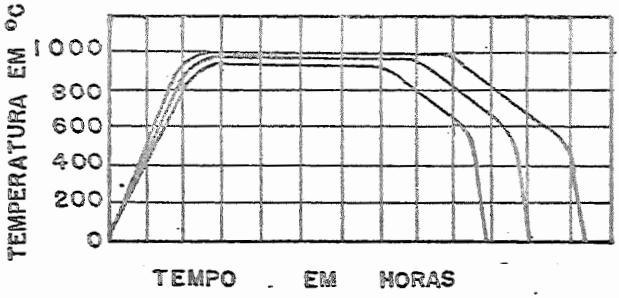
As peças fundidas são colocadas em potes, hermèticamente fechados, em conjunto com um oxidante, e submetidas ao ciclo de recozimento.

O agente oxidante é o óxido de ferro, Fe_2O_3, hematita, ou as cascas de óxidos (carepas) que se formam sôbre as peças, quando aquecidas à altas temperaturas.

A fim de evitar uma ação muito violenta dêsse óxido sôbre as peças, êle é diluido com material inerte, cal ou óxido usado em operação anterior, segundo Guillet, e na proporção aproximada de uma parte de óxido para três a quatro partes de material inerte.

O recozimento se processa em temperaturas variando de 950 a 1000°C, sendo mantida essa temperatura por 80 a 100 horas e, às vêzes, mais horas, conforme a espessura da peça;alguns ciclos estão indicados na

Figura V-21.



CICLOS DE RECOZIMENTO PARA OBTENÇÃO DE FERROS MALEÁVEIS DE NUCLEO BRANCO

FIG. V — 21

CARACTERÍSTICAS DO FERRO FUNDIDO MALEÁVEL BRANCO

Micrográficamente, as secções de pequenas espessuras, apresentam-se completamente ferríticas. Nas secções maiores, acima de 10 mm, o núcleo geralmente apresenta nódulos de grafita, e em seus contornos, áreas de ferrita envolvidas por perlita. Os nódulos de grafita dos ferros fundidos maleáveis brancos são, em regra geral, mais compactos e arredondados que os dos maleáveis de núcleo preto, plancha XIV.

A resistência mecânica dos maleáveis de núcleo branco é da ordem de 38 a 45 kg por mm^2 e o seu alongamento da ordem de 4 a 12%.

A dureza Brinell varia na superfície de 140 a 170 e no núcleo chega até 200 Brinell.

Devido à grande variação da estrutura da superfície para o núcleo, de ferrítica na superfície, para uma estrutura apresentando ferrita e perlita no núcleo, ao se determinar as características do ferro maleável de núcleo branco, deve-se especificar o diâmetro do corpo de prova, como mostram as especificações DIN - 1962, a British Standard 309-1947 e a ABNT - Ante-Projeto de especificação, PEB 127.

BRITISH STANDARD - 309-1.947

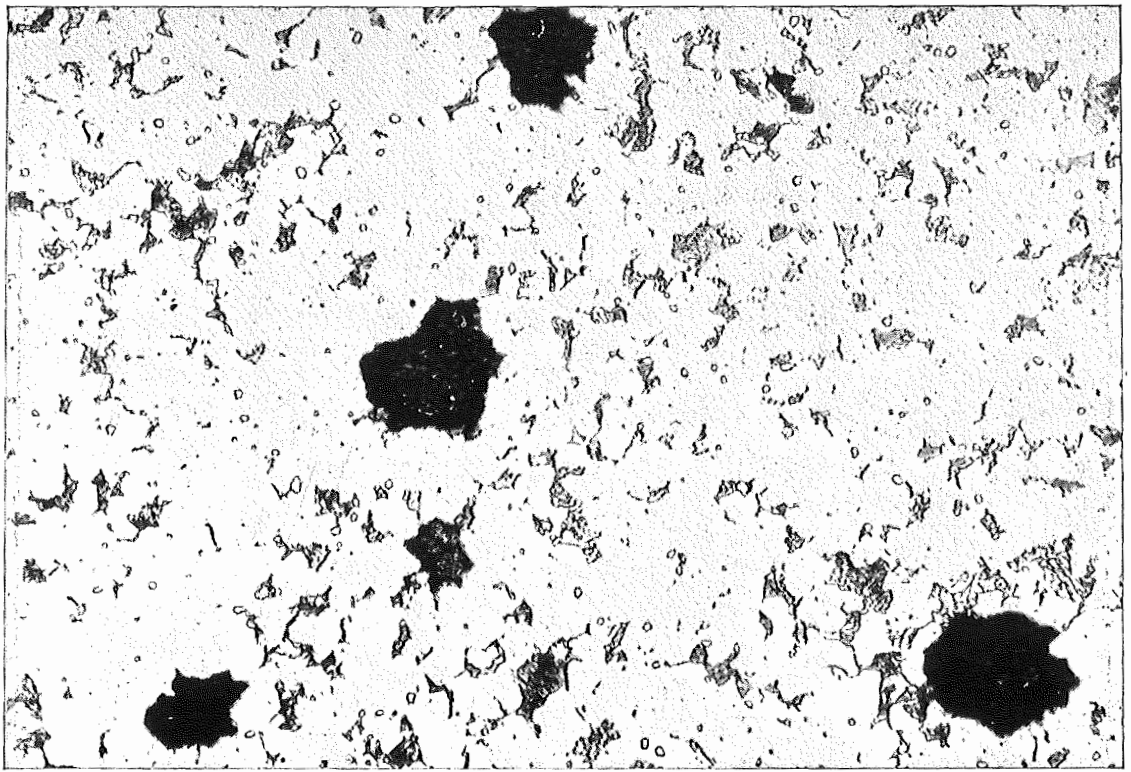
Grau	Espessura da secção representativa (mm)	Diâmetro do CP (pol)	Limite de resistência (kg/mm^2)	Alongamento
1	maior que 7,94	0,564	34,65	4% em 2,0"
	4,96 a 7,94	0,357	31,50	6% em 1,25
	menor que 4,76	0,252	31,50	6% em 1,0"
2	maior que 7,94	0,564	37,80	8% em 2,0"
	4,76 a 7,94	0,357	34,65	10% em 1,25
	menor que 4,76	0,252	34,65	12% em 1,0"

DIN - 1692

Designação DIN 17006	Espessura da secção representativa da peça (mm)	Diâmetro do CP (d) (mm)	Limite de escoamento mínimo (kg/mm^2)	Limite de resistência mínima (kg/mm^2)	Alongamento em 3d %
GTW-35	4 - 9	9	-	34	6
	9 -13	12	-	35	4
	13 -18	15	-	36	3
	18 -40	18	-	36	3
GTW-40	4 - 9	9	21	38	10
	9 -13	12	22	40	5
	13--18	15	22	41	3
	18 -40	18	22	41	3

ABNT - Ante-projeto PEB-127

TIPO ABNT	Espessura representativa (mm)	Limite de resistência mínimo (kg/mm^2)	Limite de escoamento mínimo (kg/mm^2)	Alongamento em 3,5 D mínimo %
MB - I	até 8,0	32	17	6
	maior 8,0	35	19	4
MB -II	até 8,0	35	19	10
	maior 8,0	38	20	8



Ferro fundido maleável — ferrita, perlita, grafita, em nódulos arredondados — ataque — reativo de ácido pícrico. 200 X.

FERRO FUNDIDO MALEÁVEL DE NÚCLEO PRETO

O ferro fundido maleável de núcleo preto é obtido pela grafitização de um ferro branco.

Duas teorias explicam a formação da grafita:

1) À temperaturas de recozimento ocorre a decomposição da cementita em ferro gama, e grafita que se precipita em nódulos. Depois de uma certa permanência a essa temperatura, tôda a cementita já se decompôs e pode ser iniciado o resfriamento.

Com o resfriamento da austenita começa a se precipitar cementita (veja diagrama Fe-C, Figura V-22), que também se decompõe da maneira já citada, e o processo continua até atingirmos a temperatura de 700ºC, onde a austenita remanescente se transforma em perlita. A queda da temperatura é, nessa região, de 5º a 10ºC, por hora.

Sendo mantida à temperatura de 700ºC, durante algum tempo, a cementita formada na temperatura eutetóide vai se decompor também.

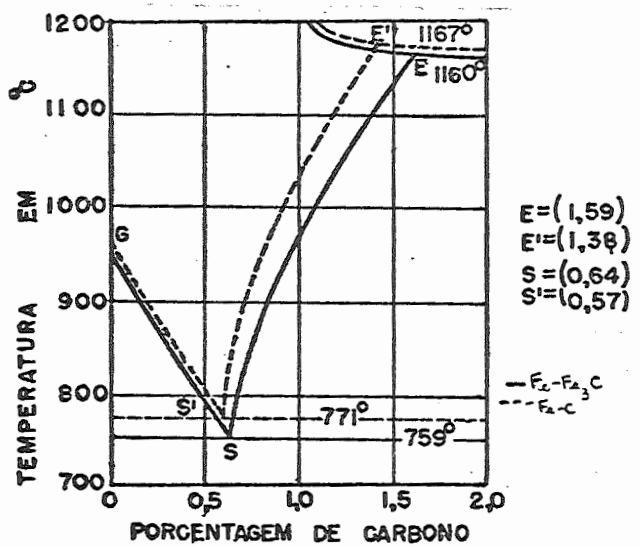


FIG. V — 22

Esfriado, o material apresenta à temperatura ambiente, como constituintes, a ferrita e nódulos de grafita; junto à superfície que sofre uma oxidação, perdendo carbono e silício, existe uma área constituída só de ferrita e um pouco mais profundamente uma camada de ferrita, e perlita cuja cementita não se decompôs, pois não há condições propícias devido

ao baixo teor de carbono e silício. Essa camada de perlita, se é muito superficial, pode dificultar a usinagem das peças.

Essa textura é denominada "picture frame".

2) Esta parece ser a teoria mais exata.

Da austenita começa a se precipitar diretamente grafita, pois como podemos ver na Figura V-22, a máxima solubilidade de grafita no ferro gama é menor que a de carboneto de ferro.

Precipitada uma parte de carbono sob a forma de grafita, a austenita absorve carbono da cementita, tentando restabelecer o equilíbrio a essa temperatura, e o ciclo se repete até que tôda a cementita tenha desaparecido, desde que se mantenha a temperatura pelo tempo necessário. Pode ser iniciado, então, o resfriamento.

Com a queda da temperatura, continua a precipitação da grafita da austenita, até a temperatura de 700°C. Deixando-se o material algum tempo a essa temperatura, a austenita que ia formar a perlita, também se decompõe em ferrita e grafita.

A diferença entre as duas teorias é que a primeira diz que há sempre formação de cementita antes da decomposição, e a segunda diz que há formação direta de grafita a partir da austenita.

A composição do ferro deve ser tal que, durante a solididificação, não permita a libertação de grafita primária. Deve, no entanto, ter uma porção razoável de elementos grafitizantes, para se obter a precipitação da grafita em tempo relativamente curto, durante o recozimento.

O elemento usado normalmente como grafitizante, é o silício. A sua influência sôbre o tempo necessário para grafitização, foi estudada por Kikuta, e pode ser observada na Figura V-23.

O gráfico em questão, mostra o tempo necessário para atingir o equilíbrio de grafitização à temperatura de 925°C, para ferros fundidos de teor de carbono da crdem de 2,45%, em função dos seus teores de silício.

A Figura V-24, mostra o trabalho de White e de Schneidewind que determina o tempo necessário para completa grafitização à temperatura de 717°C, para

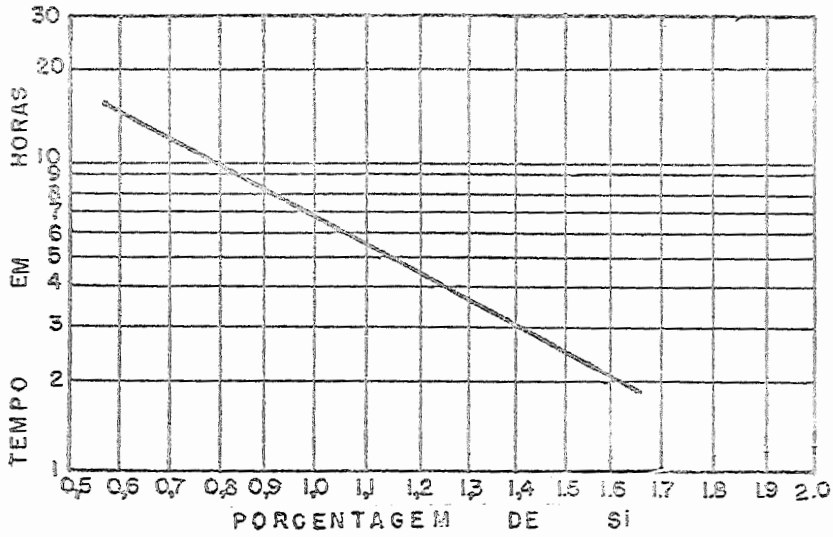


FIG. V — 23

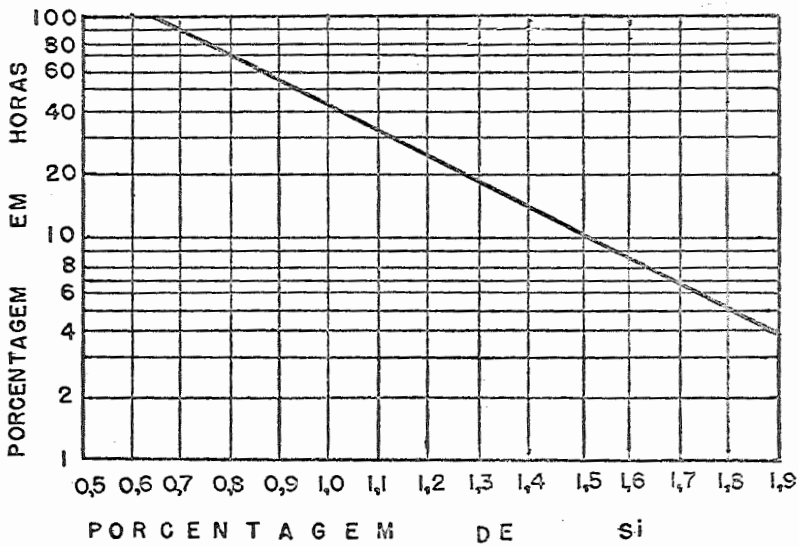


FIG. V — 24

ferros fundidos com teores variáveis de silício.

Deve ser observado que a representação das horas no gráfico citado é logarítmica; portanto, pequenas variações de silício afetam sensìvelmente o tempo necessário para atingir a grafitização completa, e é vantagem uma composição com teor de silício o mais elevado possível, desde que não produza grafita primária.

A Tabela V-4 mostra a influência de teores vari

TABELA V-4
CICLOS DE DURAÇÃO MÍNIMA PARA MALEABILIZAÇÃO

Silício %	Tempo a 925°C h	Tempo para esfriar de 925°C a 720°C h	Tempo a 720°C h
0,7	20,0	20,0	35
0,8	16,0	16,0	65
0,9	12,0	12,0	50
1,0	10,0	9,5	40
1,1	8,0	6,5	30
1,2	6,0	6,0	24
1,3	5,0	4,5	18
1,4	4,5	3,5	14
1,5	3,5	3,0	11
1,6	3,0	2,0	8,5
1,7	2,3	1,5	6,5
1,8	2,0	1,5	5
1,9	1,6	1,0	4
2,0	1,4	1,0	3

áveis de silício, para teores de carbono entre 2 e 2,5%, no tempo de maleabilização.

O teor relativamente alto de silício, nos ferros maleáveis americanos, fazem com que êstes tenham resistência relativamente alta, comparada com o aço doce: assim, um aço extra doce recozido - teor abaixo de 0,1% - tem resistência da ordem de 35 kg por mm^2, enquanto que os maleáveis, tipo americano, têm resistência de 37 a 40 kg por mm^2, apesar de seu fundo ferrítico. Devem esta melhoria ao silício dissolvido na ferrita que aumenta a sua resistência (1).

A dureza dos ferros fundidos maleáveis de núcleo preto varia de 110 a 145 Brinell.

COMPOSIÇÃO DO FERRO MALEÁVEL DE NÚCLEO PRETO

A composição do ferro maleável de núcleo preto, varia dentro da seguinte faixa: carbono: 2 a 3,5%; - silício 0,7 a 1,7%; manganês 0,3 a 0,6%; enxôfre máximo 0,25%; fósforo máximo 0,20%.

(1) O limite de resistencia de um aço de baixo carbono – com 0,1% C é da ordem de 35 kg/mm^2 e com a adição de 1% de Si o seu valor sobe para 48 kg/mm^2 e com 2% a 53 kg/mm^2.

Segundo a especificação americana - A-47-52 da ASTM existem dois tipos de maleável, denominados - "standard" com as seguintes composições:

C - 2,30 - 2,65 %
Si - 1,40 - 0,90 %
Mn - 0,25 - 0,55 %
P - < 0,18%
S - 0,05 - 0,18 %

grau 35018

C - 2,00 - 2,45 %
Si - 1,25 - 0,95 %
Mn - 0,25 - 0,55 %
P - < 0,18 %
S - 0,05 - 0,18 %

Essas composições, sendo as dos ferros brancos, que dão origem ao maleável.

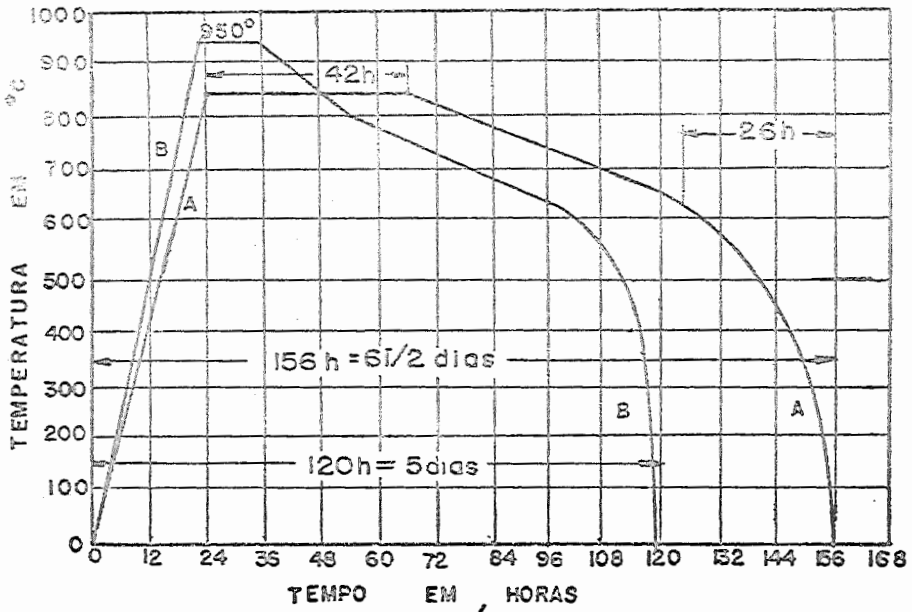
O primeiro tipo é mais fluido e utilizado para peças finas. O segundo é mais resistente, apresentando maior ductilidade.

RECOZIMENTO

As peças fundidas são colocadas em potes hermèticamente fechados com material granulado inerte, geralmente pedregulho fino com areia, ou em se tratando de fornos de atmosfera controlada, simplesmente em caixas furadas, sendo o conjunto aquecido em um ciclo de maleabilização constituído de dois estágios de temperaturas. O primeiro, para a grafitização da austenita e o segundo estágio para a precipitação da grafita da austenita de composição eutetóide. Alguns exemplos dêsse ciclo de maleabilização são indicados na Figura V-25.

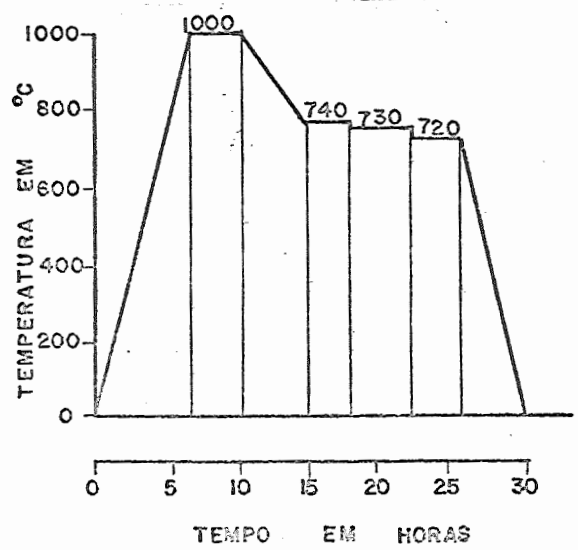
Estudos baseados no conhecimento do fenômeno da grafitização conseguiram encurtar êsse ciclo de maleabilização para até 30 horas: um dêsses ciclos é indicado pela Figura V-26.

Observe-se que a temperatura do primeiro estágio do ciclo rápido é mais elevada; que o resfriamen



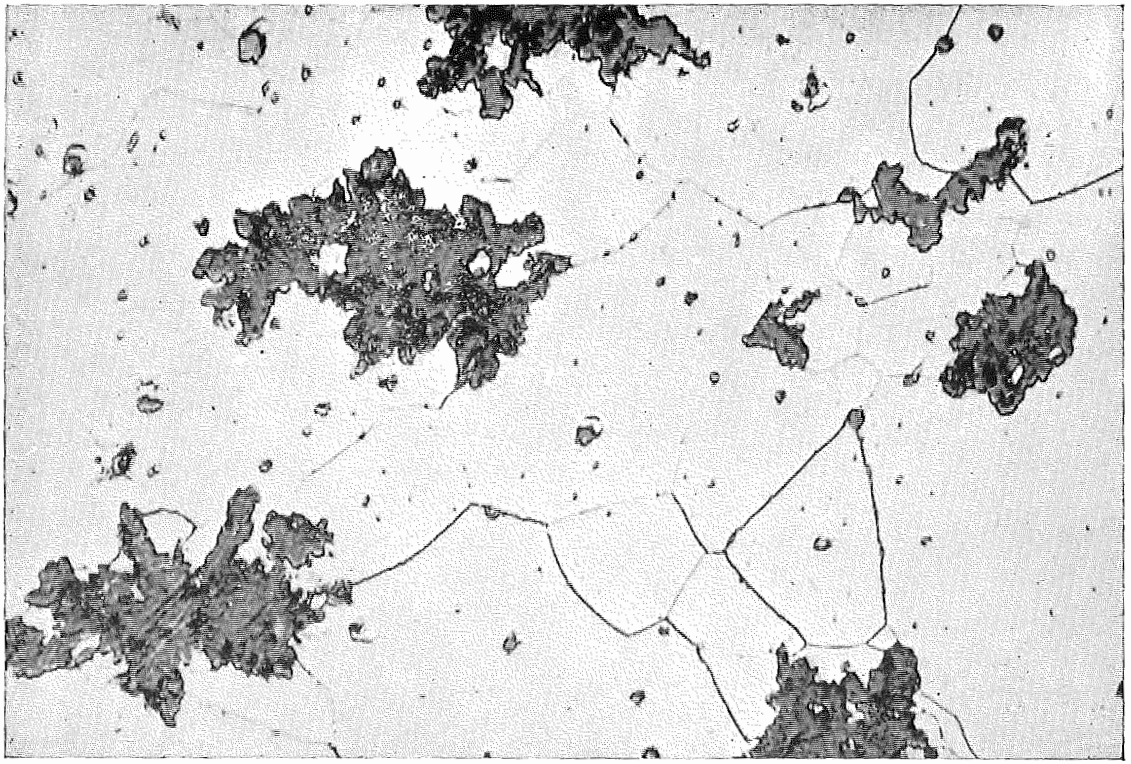
CICLO DO RECOZIMENTO — MALEÁVEIS DE NUCLEO PRETO

FIG. V— 25



CICLO RÁPIDO DE MALEABILIZAÇÃO — MALEÁVEL AMERICANO

FIG. V — 26



Ferro fundido maleável — ferrita e nódulos de grafita — ataque — reativo de ácido nítrico. 500 X.

Plancha XV

to, dessa temperatura para o início do segundo estágio foi encurtado para apenas cinco horas, e o resfriamento após o término da maleabilização é feito em algumas horas.

ESTRUTURA DO FERRO MALEÁVEL DE NÚCLEO PRETO

O maleável de núcleo preto apresenta, normalmente, uma pequena descarbonetação superficial, o restante sendo constituído de ferrita com nódulos de grafita, Plancha XV.

PROPRIEDADES MECANICAS

As propriedades mecânicas especificadas para o ferro fundido maleável de núcleo preto são as seguintes:

ASTM - A-47-52 e SAE Automotive Malleable Iron Castings

Propriedades	grau 32510	grau 35018
Limite de resistência (psi)	50000	53000
Limite de escoamento (psi)	32500	35000
Alongamento em 2" (%)	10	18

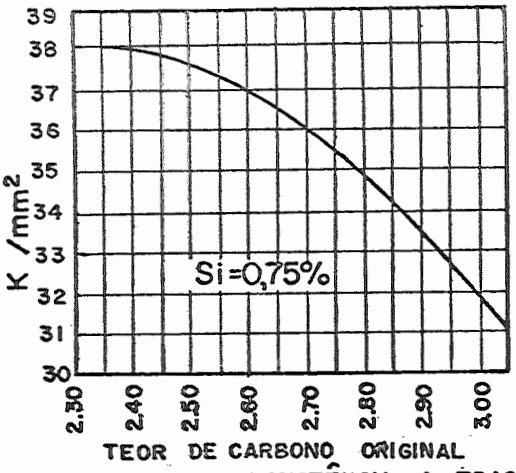
DIN 1692

Propriedades	grau GTS-35	grau GTS-38
Limite de resistência (kg/mm^2)	35	38
Limite de escoamento (kg/mm^2)	-	22
Alongamento	10	12

ABNT - Ante-projeto PEB-128

	TIPO 3510 MF	3718 MF
Limite de resistência (kg/mm^2)	35	37
Limite de escoamento (kg/mm^2)	22	24
Alongamento em 5 D mínimo (%)	10	18

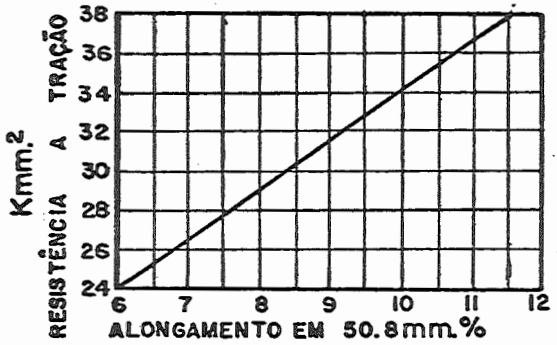
O gráfico da Figura V-27 nos mostra a influência do teor de carbono na resistência de um ferro maleável com 0,75% de silício.



INFLUÊNCIA DO CARBONO NA RESISTÊNCIA A TRAÇÃO DO FERRO MALEÁVEL.

FIG. V — 27

Pode ser observado, também, pelas especificações que o alongamento do material cresce com o aumento do limite de resistência, ao contrário dos aços, e o gráfico da Figura V-28 nos mostra uma relação entre êsses dois valores, devido a Shwartz.

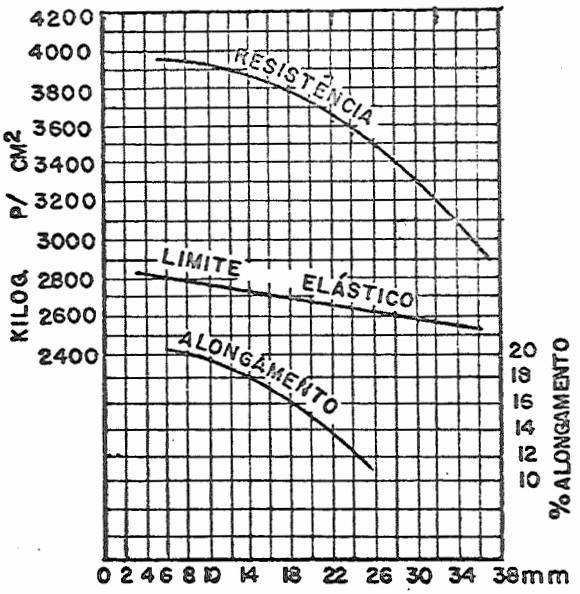


RELAÇÃO ENTRE RESISTÊNCIA E ALONGAMENTO

FIG. V — 28

Nos ensaios é verificado também, que as propriedades variam com a espessura dos corpos ensaiados, como mostra a Figura V-29.

As Figura V-30 e V-31 mostram as dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração, segundo a A.S.T.M.



INFLUÊNCIA DO DIÂMETRO DO C. P. NOS RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO

FIG. V—29

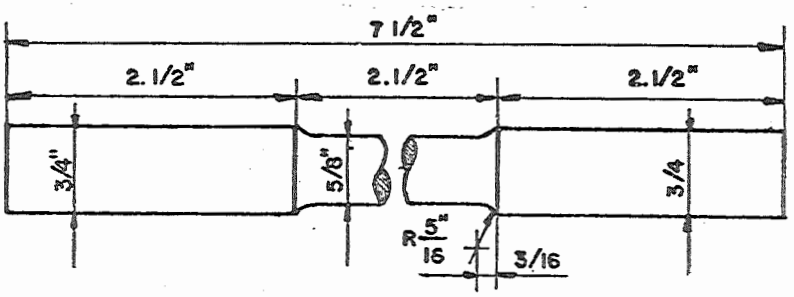
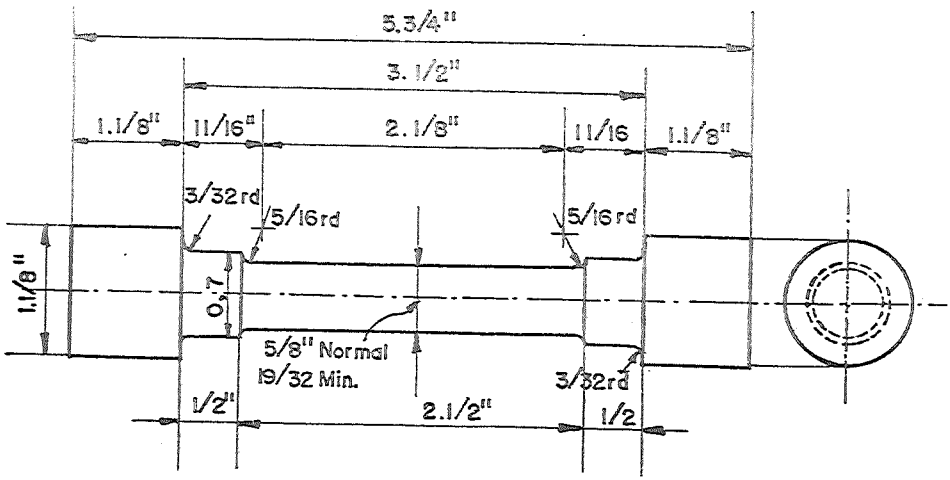


FIG. V—30



CORPO DE PROVA (ALTERNATIVA) PARA ENSAIO DE FERRO FUNDIDO MALEÁVEL

FIG. V—31

FERRO MALEÁVEL PERLÍTICO

Pode ser feito um contrôle do teor de carbono - combinado do ferro fundido maleável de núcleo preto, sendo produzido, então, o material conhecido como - ferro fundido maleável perlítico. O teor de carbono conhecido nêstes ferros é da ordem de 0,3 - 0,9%.

O material assim obtido, é mais resistente, mais duro, apresentando melhor resistência ao desgaste, - mas é menos dúctil.

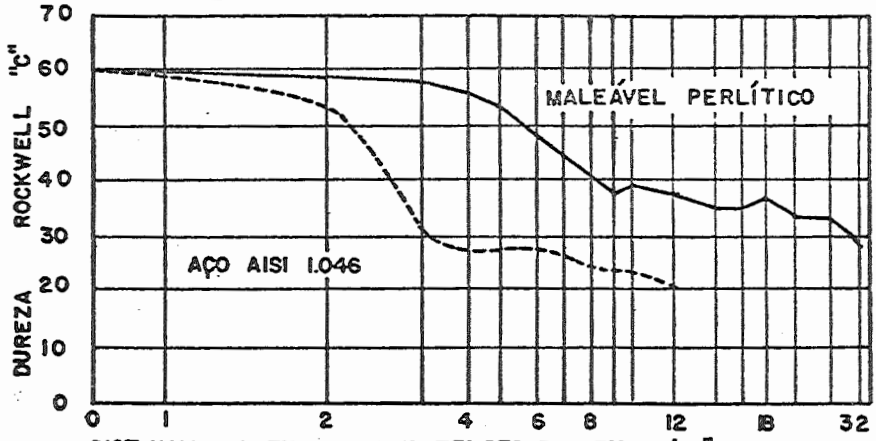
Êle pode ser e é utilizado em peças de automóvel, de armas e de máquinas, engrenagens, ferramentas, etc., onde substitui o aço com grandes vantagens econômicas, por sua facilidade de fusão.

O contrôle do carbono combinado pode ser feito durante o resfriamento, no tratamento de maleabilização, ou posteriormente, por meio de um aquecimento - que permite a dissolução de parte da grafita. Um resfriamento mais rápido na faixa de temperatura eutetóide, em qualquer dos casos, permite manter o carbono na forma combinada.

Um terceiro processo consiste na adição de elementos de liga que retardam ou impedem o segundo estágio de grafitização, mesmo com ciclo normal de resfriamento. O molibdênio é bastante indicado para ês-

se fim, com adições da ordem de 0,25%.

Êsse material pode sofrer tratamentos térmicos. A sua temperabilidade é boa, como pode ser visto no gráfico da Figura V-32.



CURVA DE ENDURECIBILIDADE PARA UM ACO 1046 E UM FERRO MALEÁVEL PERLITICO

FIG. V— 32

A têmpera pode ser feita ao ar ou em óleo. A têmpera em óleo produz a dureza mais elevada e uma estrutura mais homogênea.

De acôrdo com a solicitação, as peças podem ser revenidas a várias temperaturas, abaixo da zona crítica. Quanto maior fôr a temperatura e maior o tempo de revenido, menor a dureza e a resistência do material.

As especificações ASTM, SAE e ABNT têm as seguintes categorias de ferro fundido maleável perlítico.

Propriedades	45010	45007	48004	50007	53004	60003	80002
Lim.resistência mínimo psi x1000	65	68	70	75	80	80	100
Lim.escoamento mínimo 2" - psi.x1000	45	45	48	50	53	60	80
Along.mínimo %	10	7	4	7	4	3	2
Dureza Brinell	163-207	163-217	163-228	179-228	197-241	197-255	241-269

SAE - Standard

Propriedades	Grau 43010	48005	53004	60003	70002
Limite de resistência mínimo (psi)	60.000	70.000	80.000	80.000	90.000
Limite de escoamento mínimo (psi)	43.000	48.000	53.000	60.000	70.000
Along. mínimo 2" (%)	10	5	4	3	2
Dureza Brinell	163-207	179-228	197-241	197-241	241-283

ABNT - PEB - 128

Propriedades	4210 MP	5007 MP	5604 MP	6302 MP
Limite de resistência mínimo (kg/mm^2)	42	50	56	63
Limite de escoamento (kg/mm^2)	30	35	38	50
Alongamento em 5 D mínimo (%)	10	7	4	2

BIBLIOGRAFIA

1) *BOYLES, A. - The Structure of Cast Iron - ASM - 1947*

2) *A.F.A. - Cast Metals Handbook - ed. 1944 e 1957*

3) *A.F.A. - Alloy Cast Iron Handbook - 1944*

4) *A.S.M. - Metals Handbook - 1948*

5) *Sisco, F.T. - The Alloys of Iron and Carbon - vol. II - Properties - 1937*

6) Chiaverini, V. - Tratamentos Térmicos de ferro fundido - Bol.ABM nº 2 - vol.2 - 1946

7) Leroyer, M. - La Malléable - 1936

8) Shuz E. e Stotz R. - La Fonte Malléable - 1936

9) A.F.A. - A.S.T.M. - Symposium on Malléable Iron Casting - 1931

10) Nitralloy and Nitriding - The Nitralloy Corp.

11) Guillet, L. - La Cementation des Produits Metallurgiques e sa Généralisation - tome II-Dunod - 1935

12) Smet, G. de - La Pratique des traitments thermiques des metaux industriels - Dunod - 1957

13) Jenkins, I. - Les Atmosphéres Controlées dans les Traitment Thermiques des metaux - Dunod - 1953

14) The Mond Nickel Co. - Nickel Cast Iron

15) Centre Technique de Ind. de La Fonderie - La trempe des Fontes - in Fonderie - Avril - 1957 - pag. 170

16) The Int. Nickel Co. - Heat Treatment Fundamentals - Nickel Cast Iron Data - Section 3 - Nº 7

17) Climax Molibdenun Co. - Molibdenun - Steels - Irons - Alloys - 1947

18) M.F.S. - Malleable Iron Castings - 1960

19) Kitice T. e Pereira R.L. - Tratamento Térmico dos Metais - 1960

CAPÍTULO VI.

TRATAMENTOS TÉRMICOS DE SOLUBILIZAÇÃO E PRECIPITAÇÃO TRATAMENTOS DE ORDEM - DESORDEM

INTRODUÇÃO

Os tratamentos de solubilização e precipitação, foram estudados, primeiramente, para as ligas não ferrosas, e são mais aplicadas a estas, se bem que, muitas ligas ferrosas sejam influenciadas por êstes tratamentos. Foram descobertos por Wilm (1) em 1911, durante estudos que fazia de uma liga alumínio-magnésio, contendo, aproximadamente, 1% do segundo elemento.

Entre os artífices que trabalhavam com metais preciosos, já antes dessa época, eram conhecidos alguns tratamentos térmicos de algumas ligas; a teoria dêsses tratamentos não era conhecida e possìvelmente na maioria dos casos os endurecimentos obtidos eram devidos a outro fenômeno: o tratamento de ordenação de estrutura cristalina, que ocorre por exemplo, nas ligas Au-Cu e Co-Pt, por exemplo.

Wilm observou nas ligas que estudava que, quando aquecidas, a certas temperaturas, e resfriadas bruscamente, como nos tratamentos de têmpera, não endureciam, mas observou também, que com o decorrer do tempo, as suas propriedades se modificavam: a dureza

(1). ALFRED WILM

e o limite de resistência aumentavam, êsse endurecimento sendo rápido logo após o esfriamento e diminuindo de velocidade com o tempo - mas que o alongamento abaixava, mostrando uma diminuição da ductilidade.

Havia, como que uma têmpera, na qual as modificações sofriam um retardamento em seu aparecimento.

A êsse segundo estágio do tratamento denominou-se envelhecimento.

Wilm verificou, também, que o efeito era mais acentuado quando adicionava pequenas quantidades de cobre à liga, o que levou ao desenvolvimento da liga denominada duralumínio contendo 4% de cobre, 0,5 de magnésio, 0,5 de manganês e 0,5 de silício.

Até o ano de 1919, pensou-se que êsses tratamentos eram restritos a essa e algumas outras poucas ligas, não havendo explicação para o fenômeno (1).

PRINCÍPIOS DO TRATAMENTO

Merica, Waltemberg e Scott, nêsse ano, 1919, deram a primeira explicação do princípio em que se baseia êsse tratamento, até então sem base teórica, com o que êle pode ser aplicado a numerosas outras ligas.

Êsses pesquisadores verificaram que, nas ligas duralumínio, a solubilidade sólida do composto intermetálico, ou melhor, fase intermetálica que se forma e, que podemos indicar como sendo Al Cu_2, na fase - primária alfa, diminuia com a temperatura, e desenvolveram então, a teoria do envelhecimento.

Consideremos um diagrama teórico de uma liga de dois metais A e B, em que ocorra êsse fenômeno - Figura VI-1 - e que seja escolhida uma liga com o teor do elemento B igual a P%, menor que o indicado pelo ponto O, e maior do que N, no estado líquido, e esfriando lentamente (2).

Ao ser atingida a temperatura T_1, inicia-se a solidifcação, que termina a temperatura T_2, quando tôda a massa fica homogênea e constituída de grãos de fase alfa.

(1) Dubosc em 1905 observou endurecimento em ligas Pb-Sb, e entre 1914-1918, aparece a liga Y. (Al-Cu 4% Ni 2% Mg 1,5%).

(2) Fazemos notar que a liga pode também apresentar um eutetoide por exemplo, e no diagrama da fig.VI-1, onde está marcado L-(líquido) existir um sólido (solução sólida).

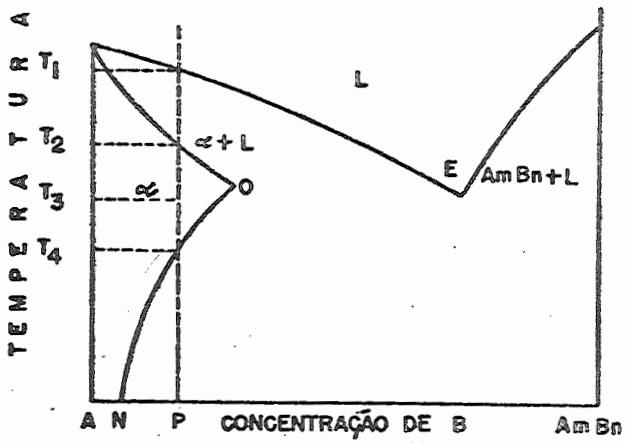


DIAGRAMA PARCIAL DE UMA LIGA DE METAIS A E B

FIG. VI — I

Com o resfriamento subsequente, ao ser atingida a temperatura T_4, começa a se precipitar da fase alfa homogênea, a fase A_mB_n, pois foi atingida a linha solvus que dá a maior solubilidade de A_mB_n em alfa a essa temperatura. A liga apresentará à temperatura - ambiente, duas fases: fase alfa, contendo N% de B e fase A_mB_n.

Se essa liga fôr aquecida à temperatura T_3 - zona de fase alfa homogênea - e deixada a essa temperatura durante o tempo suficiente para haver completa homogeneização - dissolução da fase A_mB_n, na fase alfa - e, a seguir, fôr esfriada bruscamente, a fase intermediária A_mB_n, não tem tempo suficiente para se separar - a fase se forma por nucleação e crescimento - e permanece em solução à temperatura ambiente.- A liga fica constituída por uma solução supersaturada em equilíbrio instável.

Êsse tratamento é denominado tratamento de solubilização.

As ligas que apresentam um teor do elemento B, superior ao indicado pelo ponto O, não podem ser completamente solubilizadas.

No caso das ligas estudadas por Wilm, o equilíbrio instável é rompido mesmo à temperatura ambiente, a fase intermediária tende a se precipitar em partículas muito finas, e a liga endurece. É o chamado envelhecimento.

Em outras ligas é necessário um aquecimento - à temperaturas abaixo da linha solvus - para que êsse fenômeno ocorra e o tratamento toma o nome de envelhecimento artificial ou a melhor denominação: tratamento de precipitação. O fenômeno ocorre mais fàcilmente a temperaturas superiores à ambiente, pois a velocidade de difusão é função da temperatura.

Os primeiros estudos indicavam que a maior dureza e resistência eram devidas à precipitação de partículas da fase A_mB_n e que parecia ocorrer nos planos de escorregamento da fase alfa, o tamanho das partículas formadas tendo influência nas propriedades - obtidas.

Para Merica e seus colaboradores e Jeffries e Archer, o tamanho dessas partículas era extremamente reduzido, pois não conseguiam distinguir alterações estruturais, nas ligas duralumínio estudadas.

Jeffries e Archer desenvolveram a teoria do diâmetro crítico das partículas precipitadas, impedindo o escorregamento segundo os planos preferenciais do cristal, por uma espécie de chavetamento, endurecendo o cristal.

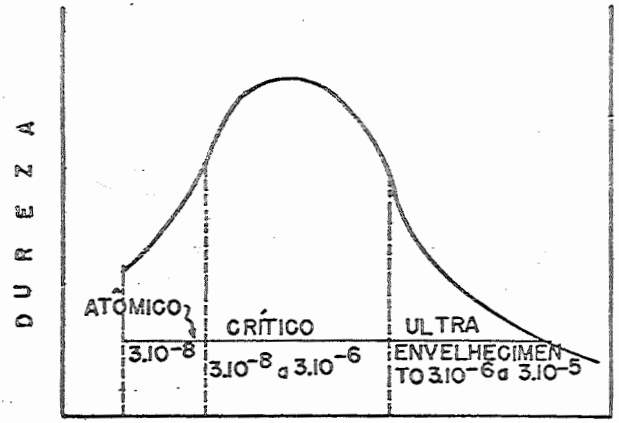
Com um certo tamanho crítico, era obtida a máxima dureza.

Havendo um aquecimento prolongado, ou elevado - demais, as partículas coalesciam, diminuindo os valores das propriedades, que haviam sido elevados pelo tratamento. É o chamado ultra-envelhecimento.

O gráfico da Figura VI-2 dá a representação esquemática da variação da propriedade de dureza com o diâmetro das partículas precipitadas.

Posteriormente, novos estudos levaram a conclusão de que não há necessidade de formação de fase intermetálica, bastando haver a formação de uma solução sólida restrita, na qual haja diminuição de solubilidade com a temperatura, seja de uma fase intermetálica, ou de uma outra solução sólida; quanto maior a variação da solubilidade, em geral mais fácil é o tratamento de precipitação.

O tratamento de solubilização e precipitação pode ser realizado, também, em ligas cuja composição - dê, no diagrama de equilíbrio, uma solução sólida - restrita, intermediária, com abaixamento de solubilidade do soluto, com a temperatura.



INFLUÊNCIA DO TAMANHO DAS PARTÍCULAS NA DUREZA DE UMA LIGA TRATADA

FIG. VI — 2

Como exemplo do expôsto acima, podem ser citadas as ligas de cobre e prata, que apresentam essas características - grande variação da solubilidade sólida, sem formação da fase intermetálica - Figura - VI-3.

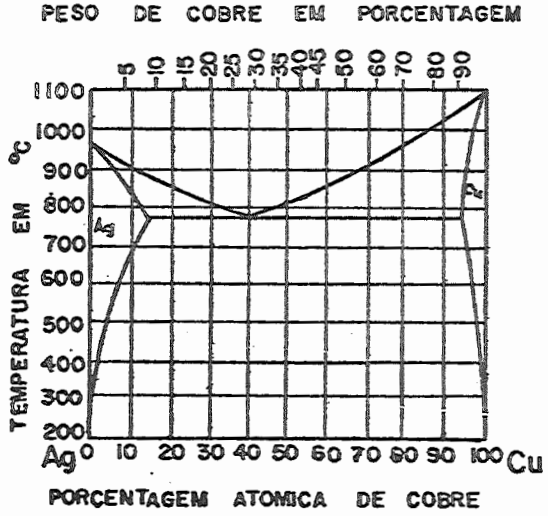


FIG. VI — 3

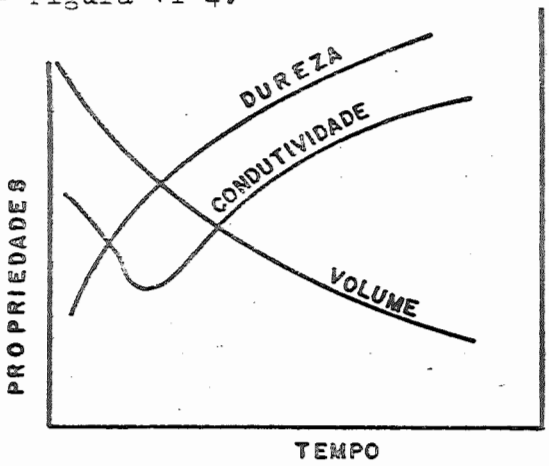
O aumento de dureza observado não é grande - aproximadamente duas vêzes a dureza observada no estado solubilizado, para as ligas com 7,5% de cobre, só

lubilizadas de 770°C e precipitadas a 300°C.

A dureza também aumenta com a quantidade de soluto adicionada, até o máximo de solubilidade na fase primária alfa.

A teoria da formação da fase precipitada, também não explica completamente o fenômeno, pois foram observadas várias anomalias no comportamento de várias ligas submetidas a êsses tratamentos térmicos.

O tratamento de precipitação ocasiona além da variação de dureza, modificações em outras propriedades tais como: condutividade elétrica, densidade, propriedades magnéticas, etc., e nem sempre na mesma direção e de acôrdo com o previsto por esta teoria da precipitação - Figura VI-4.



MODIFICAÇÃO DAS PROPRIEDADES DE UMA LIGA DURANTE O TRATAMENTO TÉRMICO

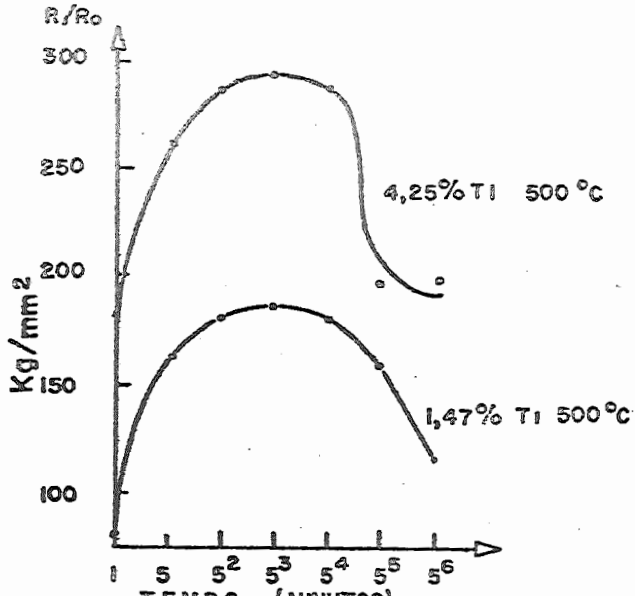
FIG. VI—4

Assim, por exemplo: a condutividade elétrica do duralumínio, como de outras ligas, decresce no início do tratamento, contràriamente ao que seria de esperar.

Sabe-se que, quando há formação de uma solução sólida, há aumento de resistência elétrica, variável diretamente com o teor de soluto.

Se houvesse formação de uma fase precipitada com êsse tratamento, causando, portanto, um abaixamento do teor do soluto na solução sólida, deveria ocorrer um aumento da condutividade.

As Figuras VI-5 a VI-7 nos mostram, para ligas Cu-Ti, as variações da resistência elétrica relação



CURVAS DE RELAÇÃO R/Ro EM FUNÇÃO DO TEMPO PARA DIFERENTES TEMPERATURAS

FIG. VI— 5

onde - resistência ao fim de um tempo e resistência logo após a solubilização - e a variação de dureza - ao fim dêsses mesmos tempos. Verifica-se que a resistência abaixa contìnuamente e a dureza se eleva para depois baixar.

Em algumas ligas, mudanças de estrutura são observadas ao microscópio, mas não apresentam modificações do parâmetro, quando observadas ao raio X.

Como exemplo, temos a liga de alumínio, contendo 10% de magnésio solubilizada por longo tempo e precipitada durante horas a 100°C. Mesmo com trinta dias de permanência a essa temperatura, não apresenta variações nos parâmetros.

A 300°C, modificações na estrutura são visíveis ao microscópio, ao fim de uma hora, sendo necessárias cinco horas para serem notadas alterações no parâmetro.

No duralumínio, não são observadas alterações até o máximo de dureza: ocorre sòmente uma modificação de parâmetros à temperatura ambiente, que permanece depois inalterada.

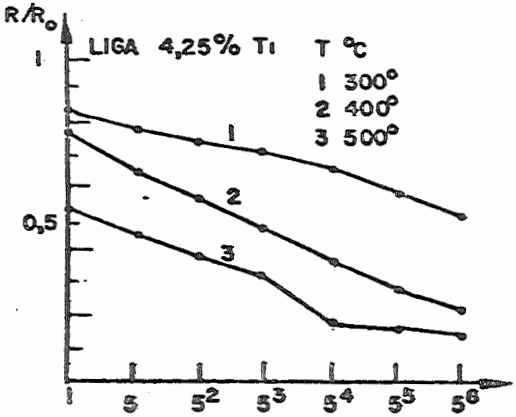
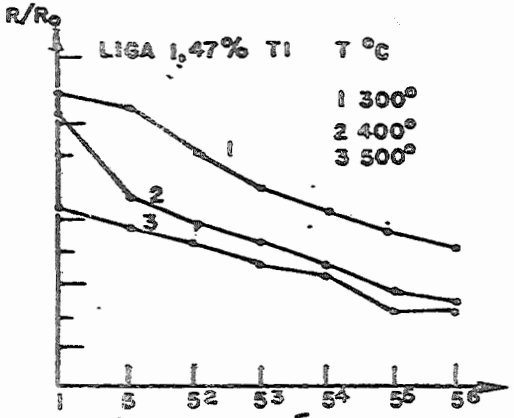


FIG. VI — 6



CURVAS DE RELACAO R/Ro EM FUNÇÃO DO TEMPO PARA DIFERENTES TEMPERATURAS

FIG. VI — 7

As modificações das propriedades são explicadas hoje em dia, da seguinte maneira:

Antes da formação do precipitado há uma certa concentração em determinadas partes, da fase precipitante - A_mB_n no exemplo - e que permanece em um sistema cristalino deformado, de transição, entre o seu próprio e o da solução sólida. O precipitado então ainda não está formado.

O mesmo fenômeno ocorre na solução sólida supersaturada, nas zonas de interfaces entre as fases - solução sólida e fase que vai iniciar a precipitação. Podemos dizer que as duas fases apresentam-se com sistemas cristalinos deformados, idênticos, nas zonas afetadas pelo início de separação da fase precipitante. Diz-se que elas são coerentes nessas regiões.

Os espectros de difração de algumas ligas precipitadas a baixas temperaturas são pouco nítidos, dando manchas conhecidas pelo nome de zonas de Guinier-Preston, e correspondem às zonas em que há início de precipitação de átomos do elemento soluto, que vão formar a fase precipitante, mas segundo o reticulado da matriz. Em alguns casos, a seguir, com o correr - do tempo, há formação das zonas coerentes nessas regiões, mas usualmente, as zonas coerentes mais estáveis não se formam dessas, mas precipitam-se diretamente do soluto, as zonas de Guinier-Preston se dissolvendo, por absorção dos átomos que as formam.

O precipitado formado sempre apresenta uma orientação preferencial, com respeito à solução sólida de onde provém, formando-se em planos de maior - concentração atômica, a temperatura parecendo influir nos locais de precipitação.

A precipitação ocorre, de preferência, nos contornos de grão, à temperaturas elevadas, e no cristal, e também nos contornos à temperaturas mais baixas.

Em casos de muito elevada supersaturação, o precipitado pode se formar com estrutura dendrítica.

Essas distorções dos reticulados pela formação das zonas de Guinier-Preston, ou dos precipitados - coerentes, criam tensões que endurecem o material, e que diminuem a condutividade das ligas quando tratadas, pois sabemos também que a deformação do reticulado altera esta propriedade.

A deformação mecânica acarreta, pelo menos para algumas ligas a redução de tempo de precipitação, e esta parece ocorrer junto às discordâncias, que se formam na deformação.

O aumento da supersaturação também aumenta a velocidade da precipitação, isto é, ligas mais ricas - são mais fàcilmente precipitadas.

As ligas não completamente solubilizáveis ou so

lubilizadas, quando tratadas, não apresentam as melhores propriedades, pois os núcleos de fase A_mB_n - não solubilizados, servem como centros de nucleação para esta fase, não permitindo que, todo o elemento B em solução, forme a fase de transição, coerente.

Com um aquecimento mais prolongado ou temperatura mais elevada, precipita-se completamente a fase precipitante, desfazendo, em grande parte, as tensões e a liga começa a ter a sua dureza diminuida, é o ultra envelhecimento.

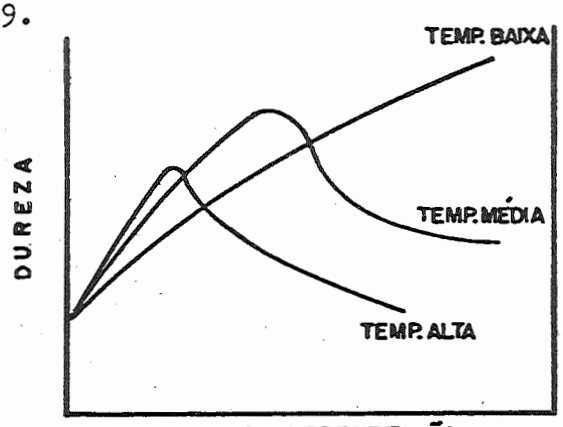
PROPRIEDADES DAS LIGAS TRATADAS

Terminado o tratamento, a liga, sendo mantida à temperatura ambiente ou abaixo de um certo limite, - não perde as propriedades adquiridas.

Se fôr aquecida a temperaturas acima da de tratamento, durante certo tempo, perde, em parte, suas propriedades, mas com um tratamento mais prolongado, dependendo da temperatura, pode tornar a recuperar as propriedades, podendo até sobrepujá-las. Para que isso ocorra, o aquecimento não pode ser nunca acima da linha solvus.

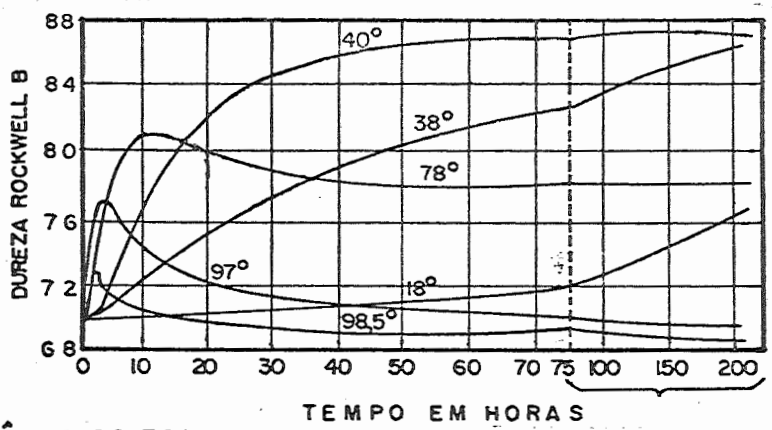
A dureza máxima atingida depende da temperatura de tratamento. Geralmente, um tempo mais prolongado, a baixas temperaturas, dá maiores durezas que tempos curtos a altas temperaturas.

Esquemàticamente, podemos representar êsse fenômeno, como é visto na Figura VI-8, e para o caso de aços de baixo carbono as propriedades são dadas na Figura VI-9.



INFLUÊNCIA DO TEMPO E DA TEMPERATURA NA DUREZA DE UMA LIGA.

FIG.- VI-8



INFLUÊNCIA DO TEMPO E TEMPERATURA NA DUREZA DE UM AÇO DE 0,06 % DE CARBONO APÓS TÊMPERA DE 720°

FIG.-VI-9

O tempo de tratamento varia muito com a temperatura. Um pequeno abaixamento desta, requer um grande aumento daquêle.

A deformação a frio, da liga, tem grande influência no tratamento, acelerando a precipitação, que ocorre por difusão, esta sendo mais fácil nos reticulados deformados.

As ligas precipitadas, se não perdem muita ductilidade, podem ser encruadas posteriormente, dando maior dureza, que no caso inverso - precipitação após encruamento.

A resistência mecânica dos materiais metálicos, em geral, cresce com a dureza, porém, com êstes tratamentos, foram observados casos em que êsse fenômeno não ocorre - ligas de cobre com 1% de ferro, nas quais a resistência não aumenta - ou ocorre em sentido inverso - ligas de alumínio contendo 50% de prata.

A adição de pequenas quantidades de certos elementos a uma liga, aumenta a dureza ou acelera o fenômeno, ao passo que, em outras ligas fenômenos inversos podem ocorrer.

Como exemplo de influências benéficas temos:

1) a adição de magnésio às ligas Al-Cu, permitindo a precipitação à temperatura ambiente;

2) as ligas Ag-Au, que podem ser precipitadas a

temperaturas mais baixas pela adição de Zn ou Cd;

3) ligas de Au-Pt só são precipitáveis se contiverem pequenas quantidades de Zn ou Fe.

As influências prejudiciais podem ser exemplificadas com as seguintes ligas:

1) a adição de Fe à liga duralumínio, reduzindo o endurecimento;

2) a existência de pequenas quantidades de Au - nas ligas Ag-Cu, tornando-as não precipitáveis em alguns casos.

Os aços de baixo carbono - entre 0,008 e 0,03%C podem ser submetidos a êsses tratamentos, a precipitação ocorrendo à temperatura ambiente. O nitrogênio pode também dar o mesmo efeito.

A fragilidade de revenido apresentada por alguns aços, que é diminuida por um resfriamento rápido após êsse tratamento, é explicada por alguns autores como sendo devida à solubilização de alguns compostos, o que pode ocorrer e, que se precipitam posteriormente.

TEMPERATURAS E TEMPOS DE TRATAMENTOS

As temperaturas de tratamento são limitadas pelas linhas dos diagramas de equilíbrio das ligas.

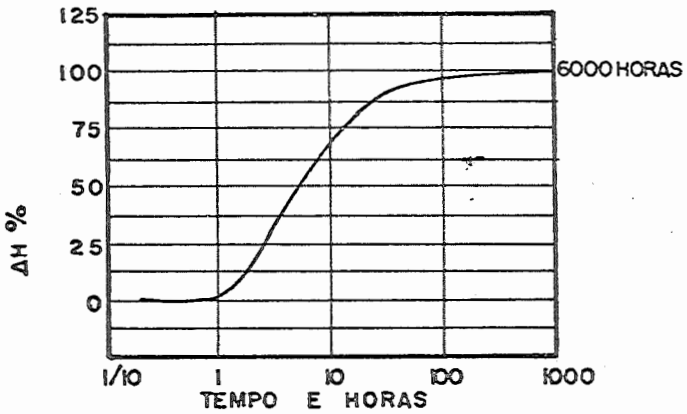
A temperatura máxima de solubilização é limitada pelas linhas sólidas, ou a de início de precipitação da solução sólida no esfriamento. No caso de ligas complexas, a formação de eutéticos, pode inutilizar a liga por um tratamento à temperaturas relativamente elevadas. A temperatura mínima é dada pela linha solvus.

A temperatura máxima de precipitação é limitada pela linha solvus.

Ambas essas temperaturas de precipitação e solubilização devem ser bem estudadas para cada tipo de liga e conforme as propriedades desejadas.

O tempo de tratamento varia grandemente com a - liga e com as propriedades requeridas. Mesmo o tempo de solubilização influe nas propriedades finais.

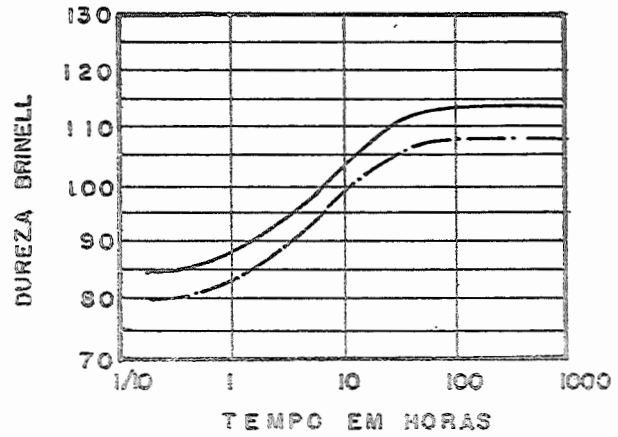
As Figuras VI-10 a VI-12, nos dão algumas indicações a respeito da influência da temperatura de so



TEMPERATURA DE TÊMPERA EM AGUA: 460° A 525°

CURVA MOSTRANDO A NÃO INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE SOLUBILIZAÇÃO DO DURALUMÍNIO.

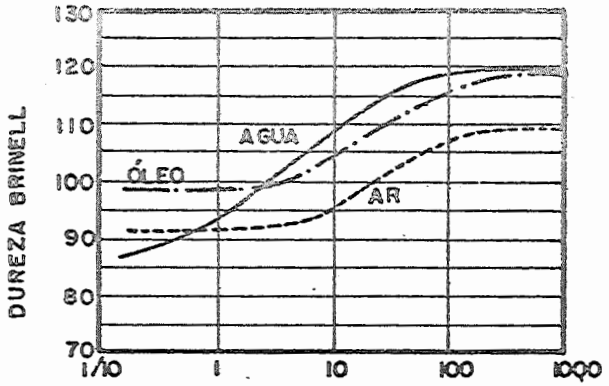
FIG.-VI-10



DURAÇÃO DE HOMOGENIZAÇÃO: 10MIN. A 4HORAS

INFLUÊNCIA DO TEMPO NA PRECIPITAÇÃO

FIG.-VI-11



INFLUENCIA DO MEIO DE SOLUBILIZAÇÃO NA PRECIPITAÇÃO

FIG.-VI-12

lubilização, no tempo de precipitação, tempo de homogeneização e influência do meio de refrigeração para uma liga de Al com a seguinte composição:

Cu-4,1% Mg-1,15% Si-0,55% Mn-0,65% Fe-0,50%

A Figura VI-13 nos mostra a influência do tempo de solubilização e de precipitação na dureza de bronzes ao níquel com a composição nominal seguinte:

Ni - 5% Sn - 5% Zn - 2% Mn - 0,30%

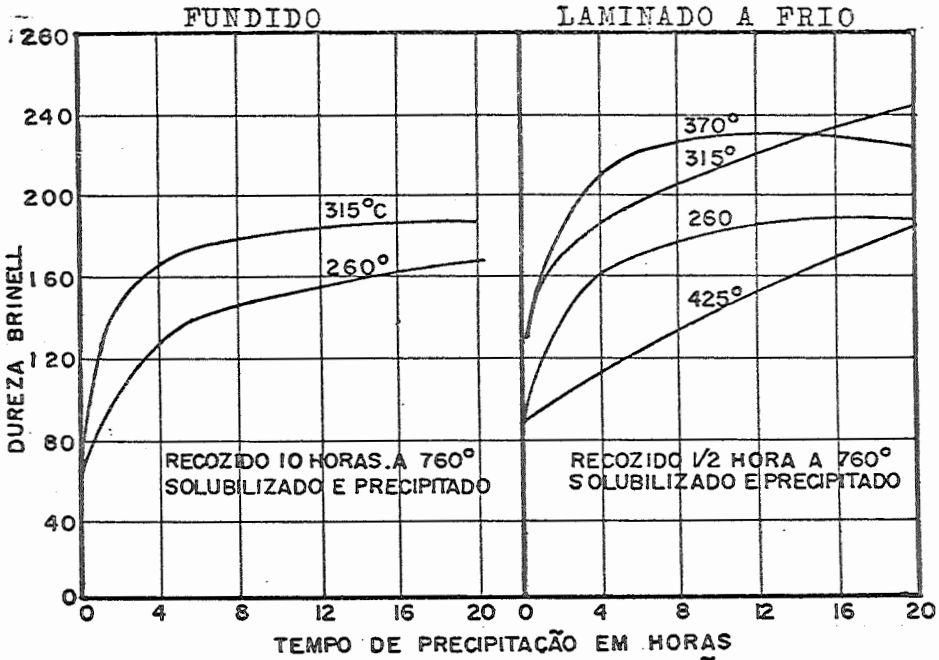
(note-se que uma amostra é fundida e outra trabalhada a frio).

A Figura VI-14 mostra que, entre os limites de 2 a 10 horas de solubilização, os bronzes da mesma composição nominal acima, envelhecidos a 550°F, não apresentam grande variação de propriedades mecânicas.

No gráfico da Figura VI-15, é vista a variação de propriedades das ligas de alumínio contendo 3,8% Cu, 0,55% Mg e 0,5% Mn, em função do tempo e temperatura de precipitação.

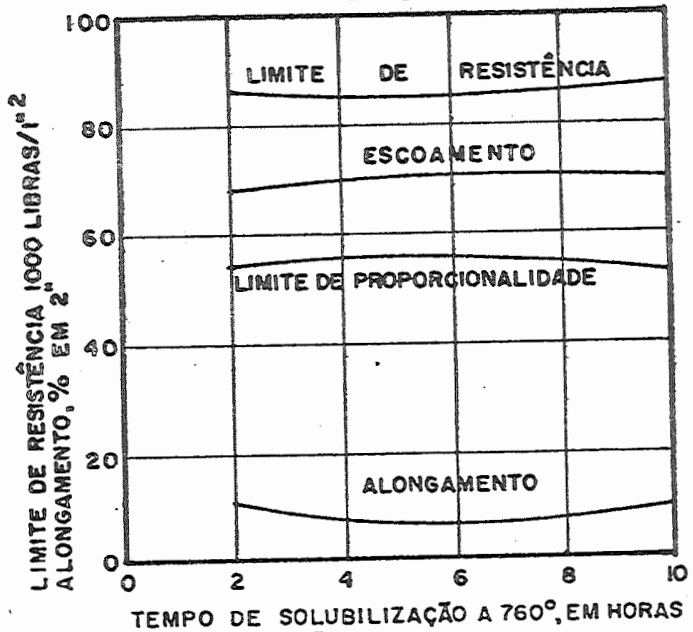
No gráfico da Figura VI-16 é vista a variação de propriedades de um bronze-manganês-níquel (Cu-80% Mn-10% e Ni-10%) em função do tempo de precipitação, a diferentes temperaturas.

As planchas XVI a XIX mostram aspectos destas ligas, com diferentes tratamentos.



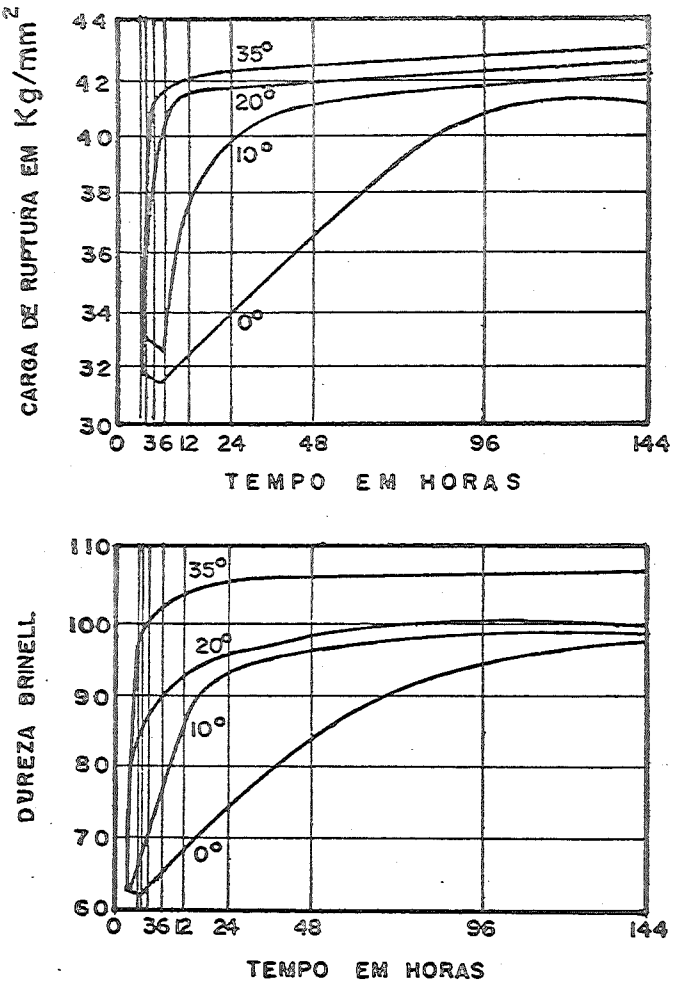
EFEITO DO TEMPO E DA TEMPERATURA DE PRECIPITAÇÃO NA DUREZA DE UM BRONZE COM 5% DE Ni E 5% DE Sn

FIG.-VI-13



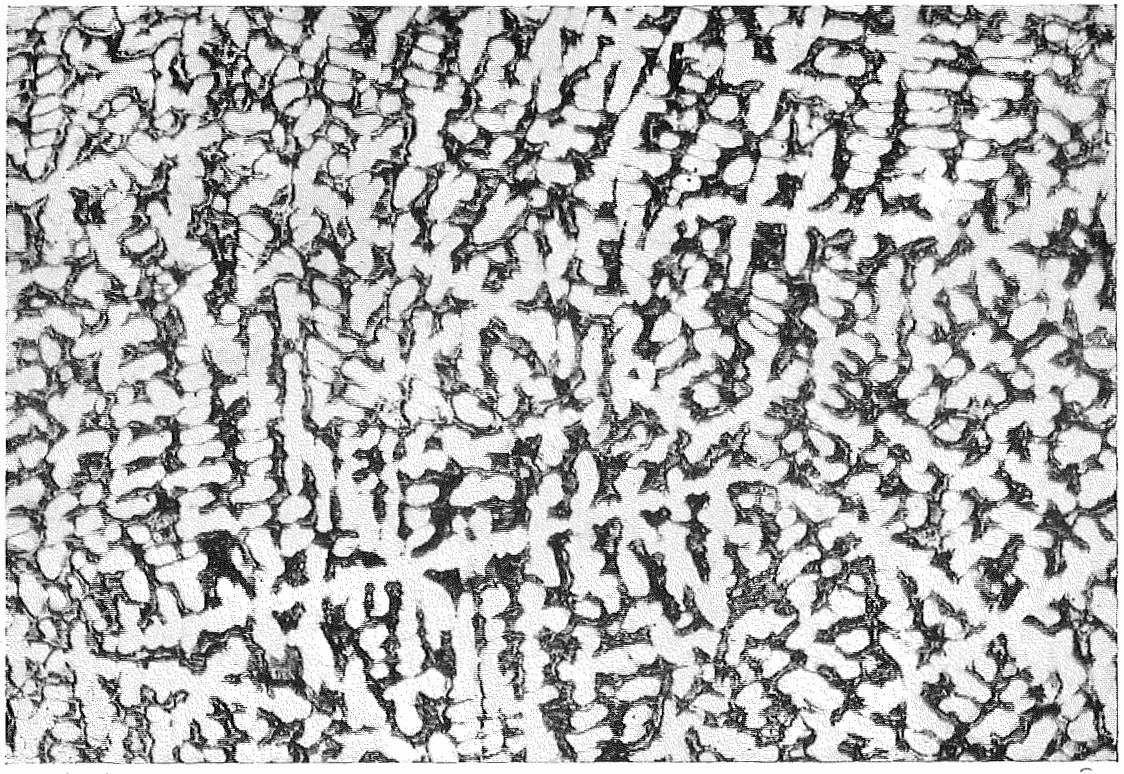
EFEITO DO TEMPO DE SOLUBILIZAÇÃO NAS PROPRIEDADES DE UM BRONZE, MESMO APÓS PRECIPITAÇÃO A 290° C.

FIG.-VI-14

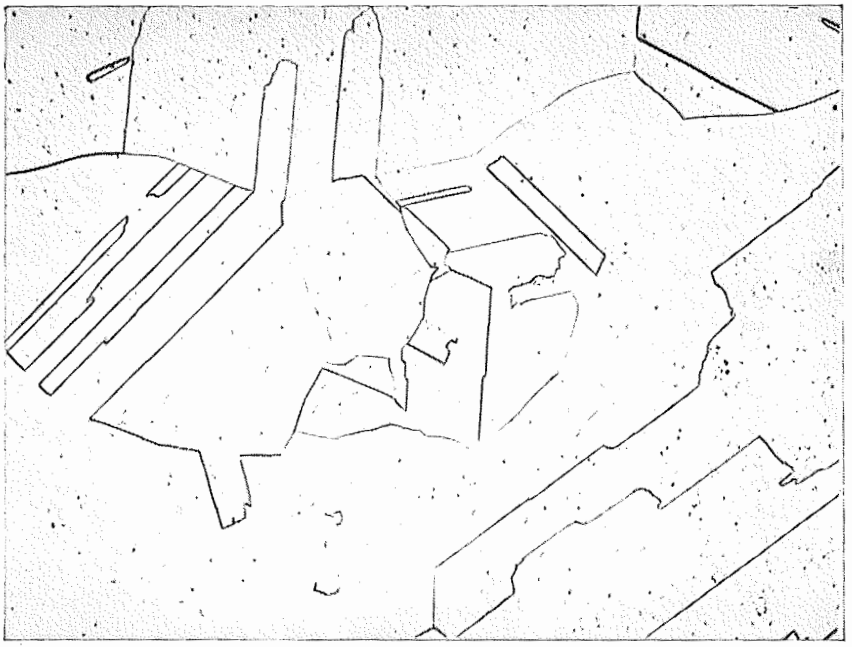


VARIAÇÃO DAS PROPRIEDADES DE UMA LIGA DE ALUMÍNIO SOLUBILIZADA A 500°C EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA E TEMPO DE PRECIPITAÇÃO.

FIG.-VI-15

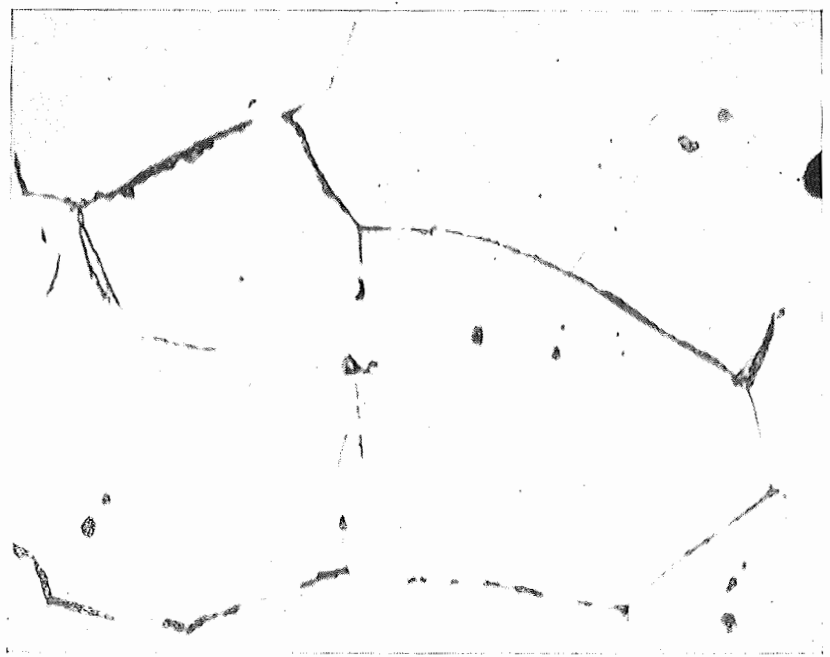


Bronze manganez-niquel (80-10-10) original — ataque — reativo de percloreto de ferro. 75 X.

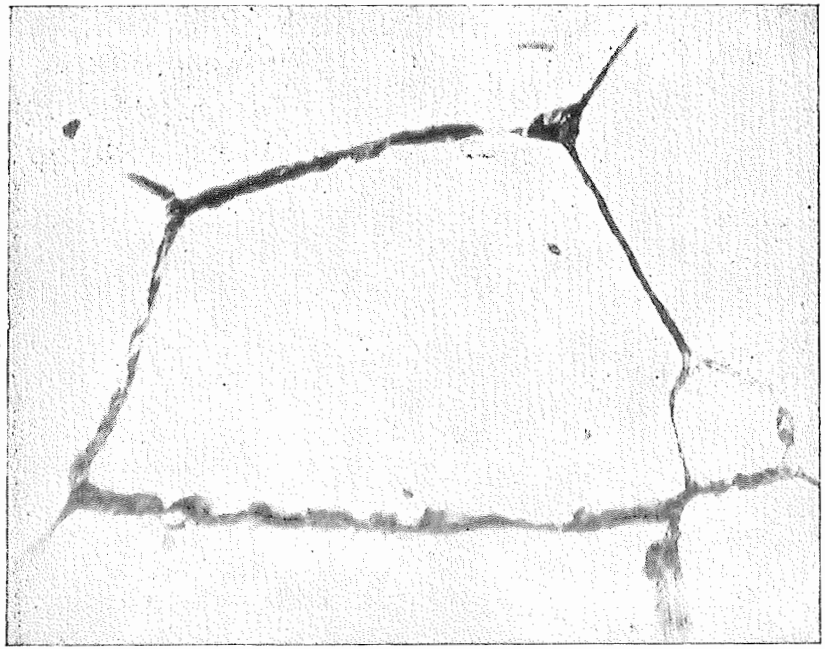


Bronze manganez-níquel (80-10-10) solubilizado a 850' C durante 24 horas — ataque — reativo de percloreto de ferro. 75 X.

Plancha XVII



Bronze manganez-níquel (80-10-10) solubilizado a 750° C durante duas horas e precipitado a 350° C durante 72 horas — ataque — reativo de percloreto de ferro. 75 X.



Bronze manganez-níquel (80-10-10) solubilizado a 700° C durante duas horas e precipitado a 350° C durante 192 horas. Ataque — reativo de percloreto de ferro. 1000 X.

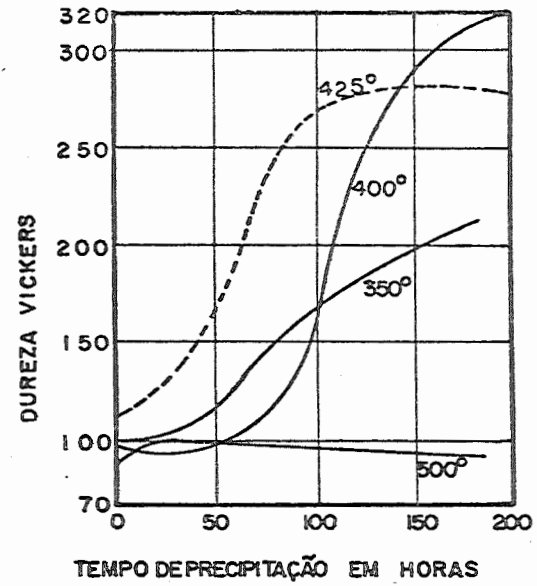


FIG.-VI-16

No gráfico da Figura VI-17 é vista a variação de resistência das ligas cobre e berilo, submetidas a tratamentos térmicos.

Na Tabela VI-1 são dadas algumas ligas suscetíveis de tratamentos de solubilização e precipitação, de importância industrial, e onde são encontrados, também, dados a respeito dos tratamentos que devem ser executados para obtenção de boas propriedades.

TRATAMENTOS DE ORDEM - DESORDEM

Quando ligamos um metal a outro pode ocorrer em condições especiais - e quando a relação entre os átomos diferentes presentes o permite - a formação da solução ordenada, em que a distribuição dêsses átomos não é mais ao acaso. A estrutura apresenta, então, o chamado super reticulado, com nível de energia mais baixo que no estado desordenado.

Quando a liga apresenta essa estrutura, as suas propriedades são bem diferentes das propriedades da liga com estrutura desordenada, ou como podemos chamar, normal.

Quando uma liga apresenta uma composição tal que não possa haver a transformação, mas uma composição

TABELA VI - I

Liga	Solubilização temp. °C	Solubilização tempo horas	Precipitação temp. °C	Precipitação tempo horas
Cu	1000		430-500	2-3
0,5% Cr				
Cu	900	1	500	2-4
2,6% Co 0,4% Be	900	1	500	2-4
Cu				
2% Be 0,5% Co max.	850		600	2-3
Cu				
10% Mn 10% Ni	750-800	2	400	192
Al				
2% Si 0,05% Mg 0,7% Mn	520-540	2-4	155-165	8-12
Al				
4% Cu 1,5% Mg 2% Ni	400-520	3-24	100-225	1-6
Al				
3,8% Cu 0,55% Mg 0,5% Mn	495-505	2-4	...	96-144

Liga	Solubilização temp. °C	Solubilização tempo horas	Precipitação temp. °C	Precipitação tempo horas
Alnico (1)	1000-1150		590-700	1
Alnico V (1)	1300		540-620	4-10
Fe 28% W	1430		760	
Al 12% Si 1% Cu 1% Mg 0,8% Ni 0,1% Ti	510-520	4-6	165-175	6-10
Al 5,8-7,8% Zn 2,5% Mg 1,6% Cu 0,2% Mn 0,15% Cr 0,08% Ti	445-475	0,5-4,0	120-130	22-26
Al 12,5% Si 0,25-0,30% Mg 0,5% Mn 0,6% Fe	540-545	4-6	160 130-135	10 (2) 10
Al 11,5% Mg 0,09% Si 0,17% Fe	425		30	1450 (2 meses)

(1) Na tabela VI-2 são dados as diversas composições que levam êste nome.

(2) A 160°C melhor dureza a resistência; a 130-135°C melhor alongamento. As propriedades mecânicas dessa liga podem ser apreciadas pelo gráfico da fig. VI-18.

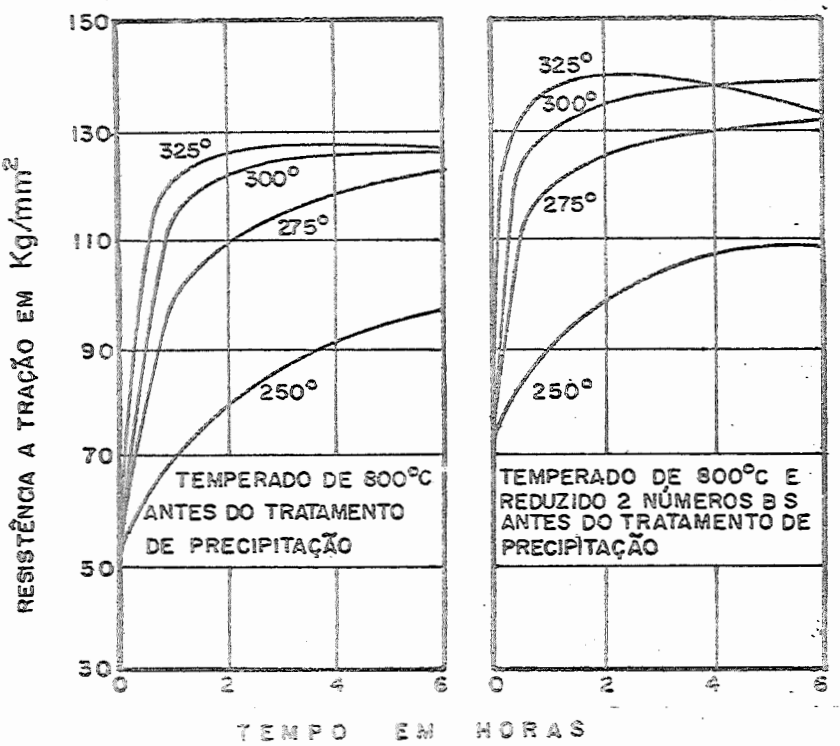


FIG.-VI-17

apro imada, pode ocorrer a transformação parcial, a liga ficando constituída de duas fases: uma ordenada e outra desordenada. A liga fica parcialmente ordenada, e as propriedades variam de acôrdo, como pode ser visto na Figura VI-19, para a resistividade de ligas Cu-Au, cujo diagrama de equilíbrio é visto na Figura VI-20.

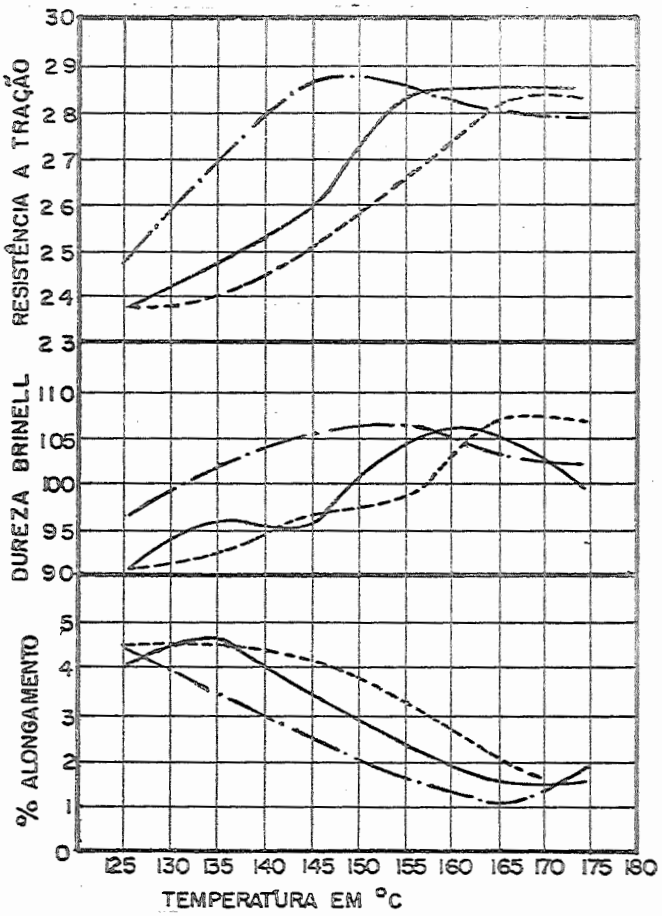
Quando há a mudança de estado, de desordenado - para ordenado, podem ocorrer três alternativas: a) a fase ordenada apresenta pràticamente a mesma estrutura anterior, sem alteração apreciável dos parâmetros. Essa estrutura pode ser denominada iso-estrutura. Ocorre, por exemplo, nas ligas Fe-Al. b) há uma grande variação dos parâmetros do reticulado, com modificação da forma e dimensões da célula unitária. A essa estrutura denomina-se neo-estrutura. Ocorre na liga Au-Cu, que passa de cúbica na liga desordenada, para tetragonal na ordenada. c) na estrutura, as vacâncias ou vazios ou lacunas também ficam ordenada—

TABELA VI-2

COMPOSIÇÕES TÍPICAS DE LIGAS ALNICO (MAGNÉTICAS)

liga	Al %	Ni %	Co %	outros elementos %
Alnico I	12	20	5	6 Cu
Alnico II	10	17	12,5	
Alnico III	12	25		
Alnico IV	12	28	5	
Alnico V	8	14	24	3 Cu
Alnico VI	8	15	24	3 Cu 1,25 Ti
Alnico VII	6	18	35	8 Ti

Em tôdas as ligas o restante para constituir 100% é ferro



EFEITO DO TEMPO E DA TEMPERATURA DE PRECIPITAÇÃO NAS PROPRIEDADES DE UMA LIGA ALPAX GAMA

Si 12,5 Mg 0,25-0,30 Mn 0,5 Fe ≤ 0,6

FIG.—VI—18

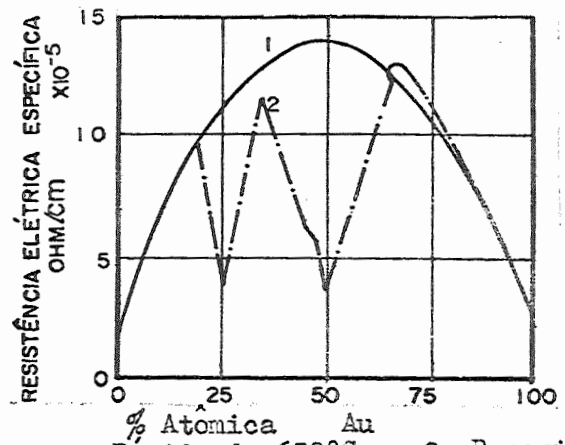


FIG.-VI-19

1-Resfriamento Rapido de 650°C 2- Recozido a 200°C

Resistividade de Ligas Au-Cu em Função do Tratamento

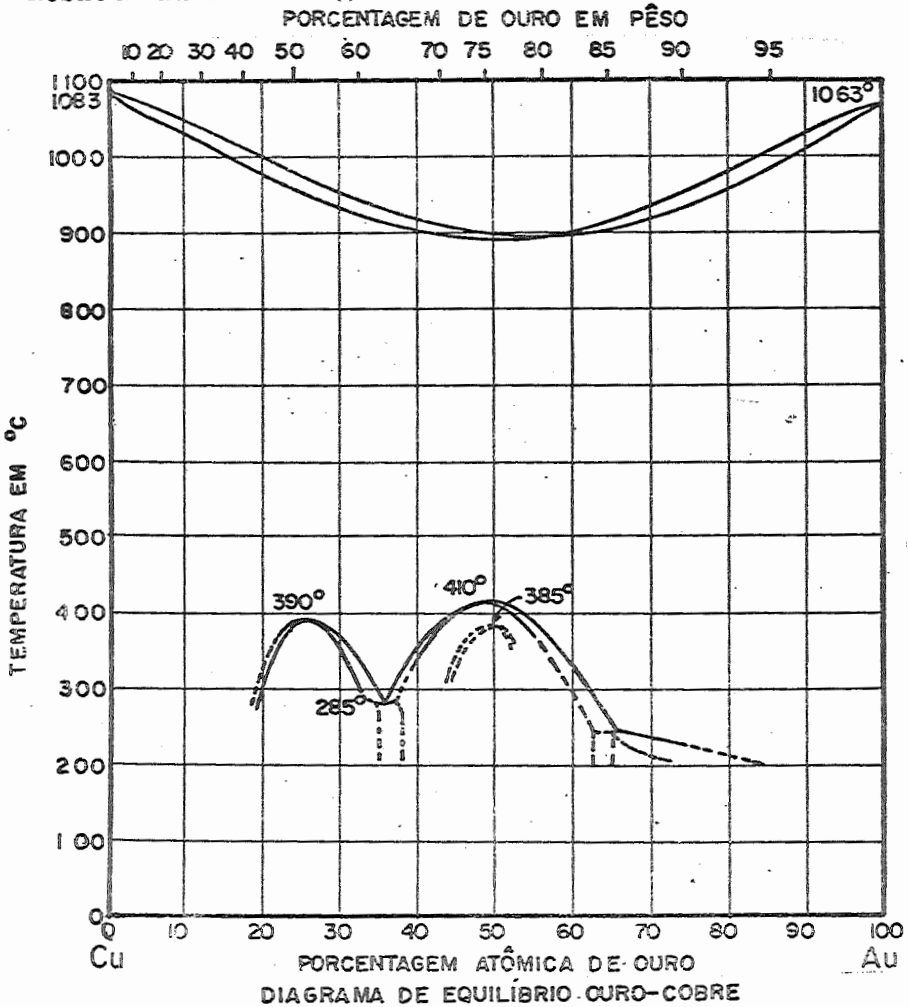


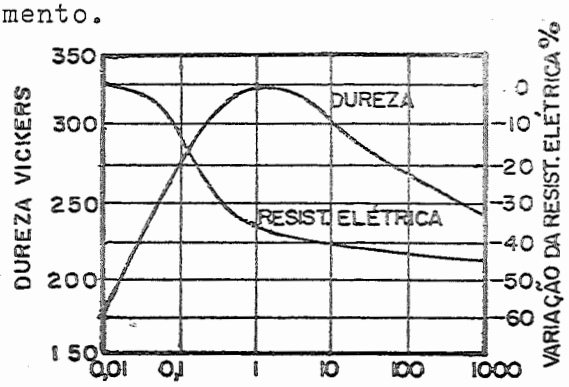
DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO OURO-COBRE

FIG.-VI-20

mente distribuídos, e pode ser considerada como uma liga ordenada ternária. É o que ocorre com a liga $Ni_2 Al_3$.

Quando ocorre o primeiro tipo de estrutura, as modificações de propriedades não são grandes. Quando ocorre a neo-estrutura, as modificações são bastante sensíveis, principalmente as propriedades elétricas, magnéticas e de dureza.

A Figura VI-21 mostra a variação das propriedades de uma liga Co-Pt, com o tratamento de ordenação em função do tempo, e a Figura VI-22, a variação de dureza na liga 50-Cu - 50 Pt, com diferentes tempos de aquecimento.



MODIFICAÇÃO DE PROPRIEDADES DE UMA LIGA Co Pt POR ORDENAÇÃO A 700°

FIG.-VI-21

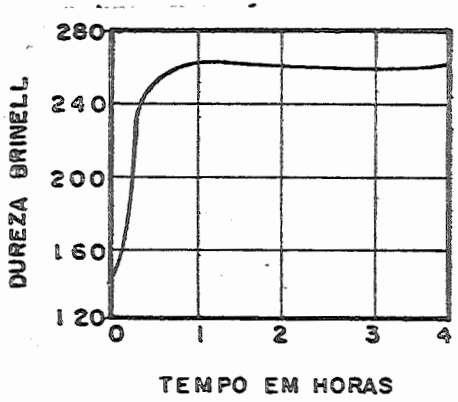


FIG.- VI-22

A transformação ordem-desordem é, em geral, indicada nos diagramas de equilíbrio, como pode ser visto na Figura VI-23, para a liga Co-Pt, e na Figura VI-20.

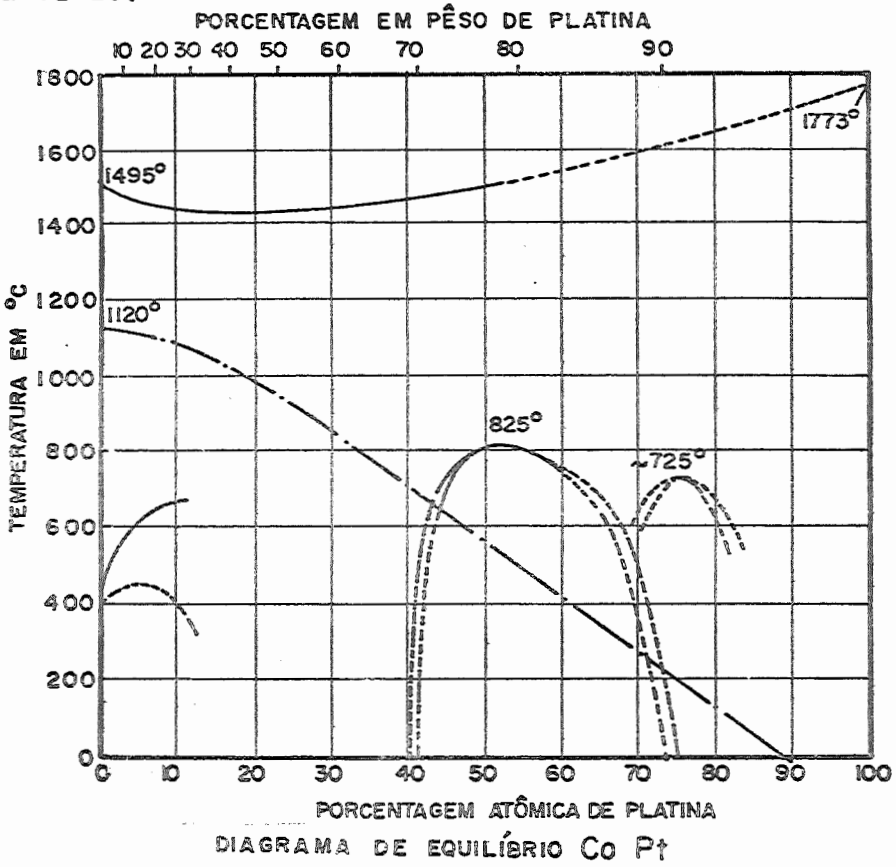


DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO Co Pt

FIG.- VI-23

Uma estrutura completamente ordenada também dá baixa dureza. Esta parece ser devida aos estados de tensões criadas no interior do material, pela modificação dos parâmetros, em certas zonas do cristal.

O tratamento ordem-desordem pode ser realizado da seguinte maneira:

1) escolha da liga, com composição adequada que apresente esta propriedade;

2) obtenção de uma estrutura desordenada por aquecimento à temperatura conveniente - acima da li-

nha de transformação ordem-desordem - seguida de um esfriamento rápido, para manter essa estrutura à temperatura ambiente.

A mínima temperatura necessária para êsse tratamento é denominada temperatura crítica.

3) aquecer a uma temperatura que facilite a - transformação para estrutura ordenada. Em algumas ligas, êsse fenômeno ocorre à temperatura ambiente.

A Tabela VI-3 nos mostra uma série de ligas nas quais ocorre, ou parece ser provável ocorrer, a - transformação ordem-desordem, e os teores das ligas em que ocorrem. Tôdas elas, em potencial, são suscetíveis de tratamento térmico ordem-desordem com modificação de propriedades, de interêsse industrial.

Entre todos os conhecidos tratamentos térmicos dos metais, êste é o menos estudado e aplicado.

Como já foi citado, de início, muitas ligas suscetíveis dêste tratamento, são consideradas como se tratadas por solubilização e precipitação, pois êles na prática, muito se assemelham.

Para as ligas Ir-Pt, por exemplo, com 15-25%Ir, ainda subsistem dúvidas sôbre qual o fenômeno que ocorre, mas parecem ser os de transformação ordem-desordem.

TABELA VI - 3

LIGAS QUE APRESENTAM TRANSFORMAÇÃO ORDEM - DESORDEM

elementos	composições % atômica	
Ag - Au	50	Au?
Ag - Mg	25	Mg
Al - Fe	18,5 - 25	Al
	50	Al
Au - Cu	25	Au
	50	Au
Au - Pt	25	Pt?
Cd - Mg	25	Cd
	50	Cd
	75	Cd
Cd - Pt	25	Cd?
Co - Fe	50	Co
Co - Ni	75	Ni?
Co - Pt	50	Pt
	75	Pt
Cr - Ni	75	Ni
Cr - Pt	30	Cr
Cu - Pd	25	Pd
	50	Pd
Cu - Pt	10 - 26	Pt
	35 - 55	Pt
	60 - 80	Pt
Fe - Ni	50	Ni
	80	Ni
Fe - Pd	50	Pd
	68,8 - 74,4	Pd
Fe - Pt	19 - 33	Pt
	50	Pt
	72 - 77	Pt
Fe - Si	9,5 - 30	Si
Ir - Pt	15 - 25	Ir?
Mn - Ni	75	Ni
Mn - Pt	75	Pt
Ni - Pt	25	Pt
	50	Pt
Pd - Sn	25	Sn

(?) Parece ser provável a existência da transformação.

BIBLIOGRAFIA

1) KITICE, T. e PEREIRA, R.L. - Tratamentos térmicos dos metais - São Carlos - 1960

2) DESCH, C.H. - Metallography - Longmans - 1948

3) MEHL, R.F. - O Desenvolvimento da Metalurgia - in Boletin ABM - nº 1 - vol. 1 - pag. 19

4) SACHS, G. e VAN HORN, K. - Practical Metallurgy - ASM - 1944

5) BULLENS, D.K. - Steel and Its Heat Treatment, vol. 1 - John Wiley - 1948

6) SOUZA, SANTOS, T. - Sôbre um tratamento térmico de um bronze Manganês-Niquel - in Boletim ABM nº 8 - vol. 3 - pag. 528

7) PHILLIPS, A - Metais e ligas não ferrosas - Propriedades e empregos - EPUSP - 1945

8) ROLLASON, E.C. - Metallurgy for Engineers - E. Arnold - 1955

9) PRATICA DEL TRATTAMENTO TERMICO DELLE LEGHE LEGGERE - extrato do vol. Tecnologia d'ell Alumínio e delle sue leghe - 1940

10) CHIAVERINI, V. - Aços carbonos e aços ligas - Boletim Geologia e Metalurgia - nº 11 - 1955

11) U.S.S. - The Making, Shaping and Treating of Steel - 1952

12) BÜCKLE, C. e MANENO, J. - Étude de la precipitation dans les Alliages binaires Cu-Ti rich en Cuivre - in Les Mémoires Cientifiques - Juin - 1960 - pag. 435

13) LAURENT, P. e JARLAN, H. - Étude sur le traitment thermique du duralumin - Revue de Metal-

lurgie - Octobre - 1951 - pag. 759
14) JOLIVET, H. e ARMAND, M. - Sur le Viellissement des Alliages Al-Mg - Revue de Metallurgie - Mai - 1951 - pag. 376
15) A.B.M. - Princípios Básicos de Metalurgia - ponto nº 29 - 1958-1959
16) CLEAVES, H.E. e THOMPSON, J.G. - The Metal Iron McGraw - 1953
17) GUY, A.G. - Elements of Physical Metallurgy - Addison - Wesley - 1959
18) CHALMERS, B. - Physical Metallurgy - Wiley - 1959
19) WISE, E.M. e EASH, J.T. - Strenght and Aging Characteristics or the Nickel Bronzes - AIME - tech. pub. nº 523 - 1934
20) KAHGREN, T.E. - Production and Properties of Age Hardenable 5% Nickel Bronze Castings - Boletim nº 405 - I.N.C.O.
21) I.S.M.L. - Pratica dei trattamenti termici delle leghe leggere da fonderie - Note D'officina - nº38
22) I.S.M.L. - Pratica dei trattamenti termici delle leghe leggere da lavorazione plasttica - Note D'officina - nº 39
23) PERRET, R. - La fonderie des Alliages légers - Dunod 1948
24) CURSO DA A.B.M. - Princípios Básicos da Metalurgia - ponto 23 - 1958-59
25) INT.NICKEL CO. - Age Hardening Inco Nickel Alloy - Techintcal Bulletin - T-16
26) LUX, B. e BOLLMANN, W. - Le Durcissement structural D'Alliages a base de cobalt par precipitation d' un composé intermitallique Co-Mo in Cobalt - Juin - 1961
27) WISE, E.M., e EASH, J.T. - Strenght and Aging Characteristics of the Nickel Bronzes - Boletim nº 501 - I.N.C.O.
28) ELCOCK, E.W. - Order-Disorder Phenomena - 1956 - Met tuen and Co - Londres
29) HANSEN, M. - Constitution of Binay Alloys - 1958 - McGraw
30) FAST - Fenômenos de envelhecimento no ferro e no aço após resfriamento rápido - trad. de Revue Technique Philips - tomo XII - 1951.

CAPÍTULO VII

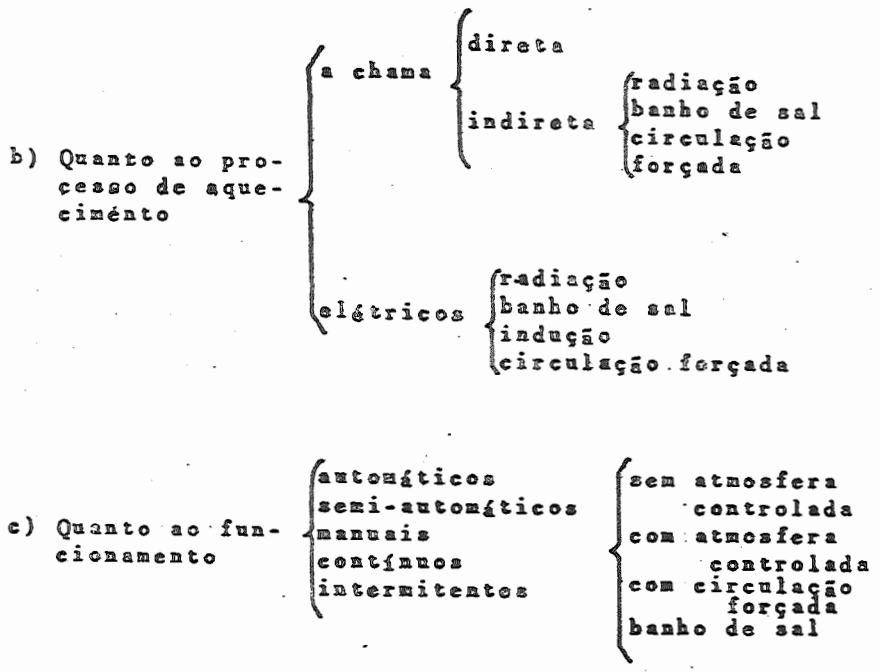
FORNOS PARA TRATAMENTOS TÉRMICOS

INTRODUÇÃO E CLASSIFICAÇÃO

Com o fito de realizar os tratamentos térmicos de peças metálicas, um número extraordinàriamente elevado de diferentes fornos já foram projetados e construídos, cada qual apresentando as suas vantagens e suas desvantagens, utilizando os mais variados processos de aquecimento, diferentes fontes de energia, etc.

Para facilitar os estudos dêsses fornos, vamos procurar classificá-los:

a) Quanto ao tipo
- a combustível
  - sólido
  - líquido
  - gasoso
- elétrico
  - resistência externa
  - resistência interna
  - (indução)



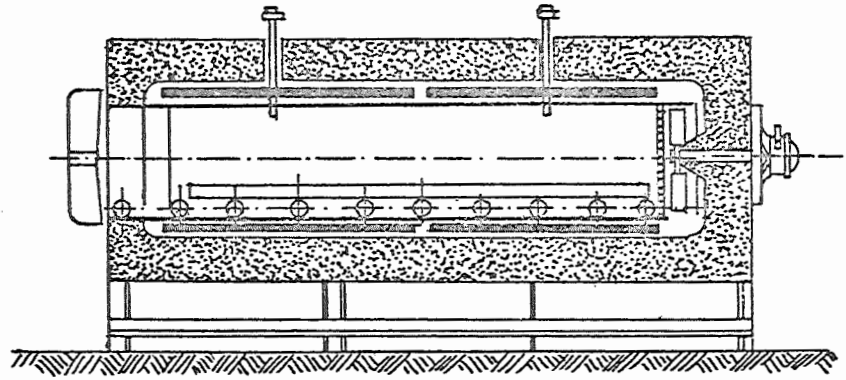
De todos êsses tipos, o menos empregado é o que utiliza combustível sólido.

Entre os diferentes tipos de fornos podemos citar:

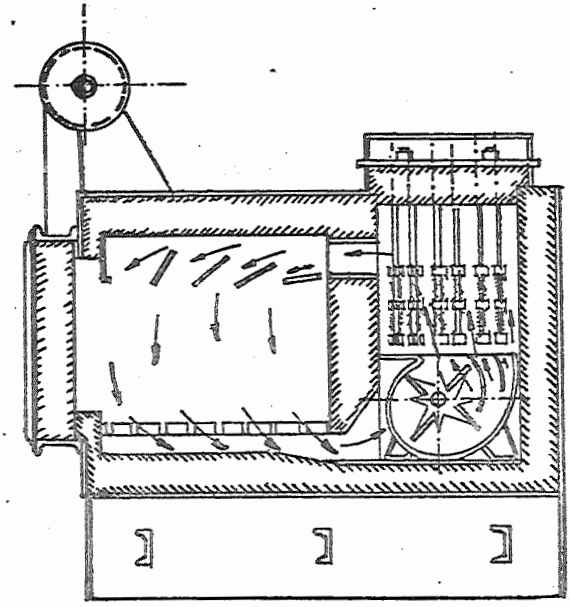
1) muflas - constam de um recipiente ou câmara que pode ser aquecida, os materiais a tratar sendo colocados no seu interior, manual ou mecânicamente. Podem ser de aquecimento elétrico ou a chama direta ou indireta, por radiação ou circulação forçada - Figuras VII-1, VII-2 e VII-3. Êstes fornos, para casos especiais de tratamento de pequenas peças, em grande número, podem apresentar uma soleira especial, vibratória - Figura VII-4.

2) fornos cuja soleira está montada sôbre rodas e que são deslocadas para dentro ou para fora do forno com a carga - Figura VII-5.

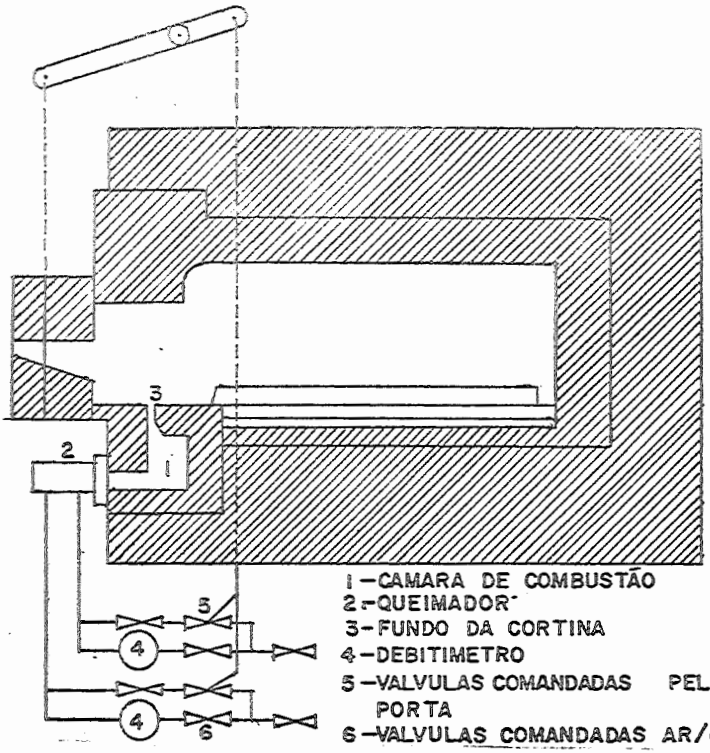
3) fornos elevadiços - a câmara do forno ou a soleira, é móvel no sentido vertical; colocada a



FORNO HORIZONTAL COM CIRCULAÇÃO DE GASES
FIG. VII — 1



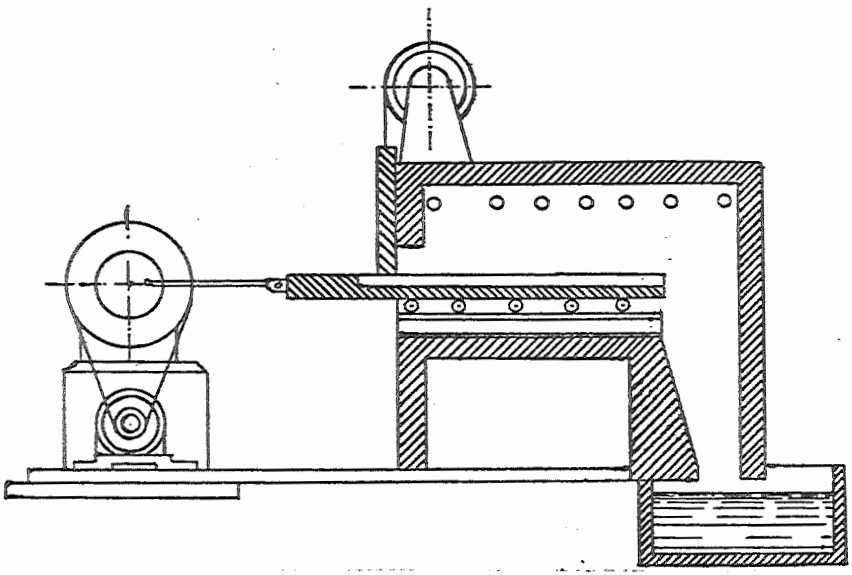
FORNO COM CORRENTE DE AR AQUECIDO
FIG. VII — 2



1 – CAMARA DE COMBUSTÃO
2 – QUEIMADOR
3 – FUNDO DA CORTINA
4 – DEBITIMETRO
5 – VALVULAS COMANDADAS PELA PORTA
6 – VALVULAS COMANDADAS AR/GAS

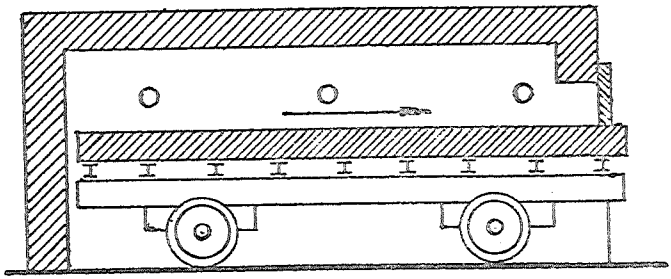
FORNO DE CORTINA DE CHAMA

FIG. VII—3



FORNO COM SOLEIRA BASCULANTE

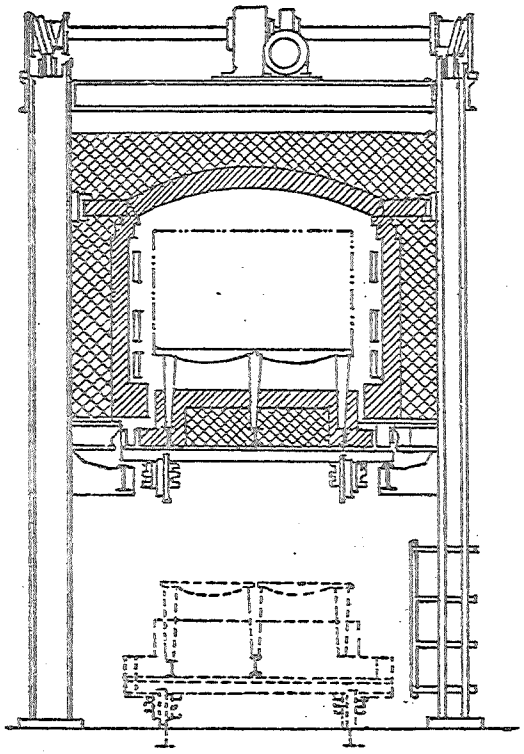
FIG. VII—4



FORNO COM SOLEIRA SÔBRE RODAS

FIG. VII — 5

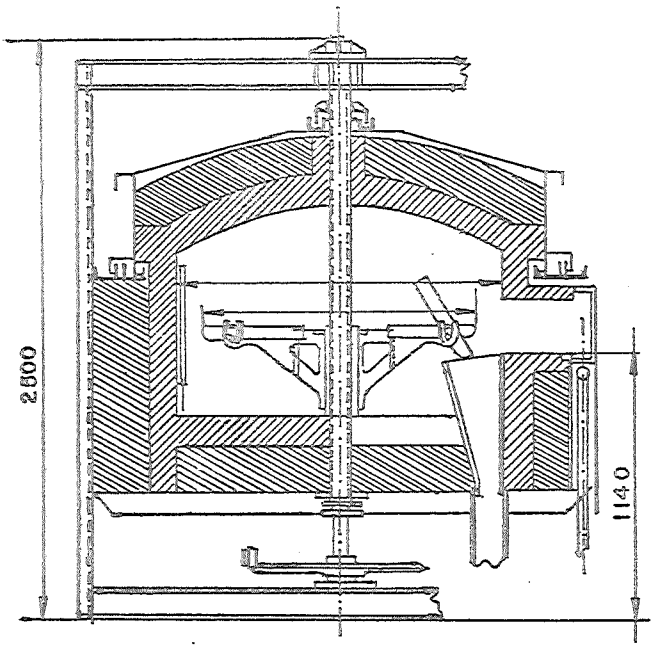
carga, o movimento da parte móvel permite fechar o forno. A vedação, nêste caso, é bem perfeita, - Figura VII-6.



FORNO DE FUNDO ELEVADIÇO

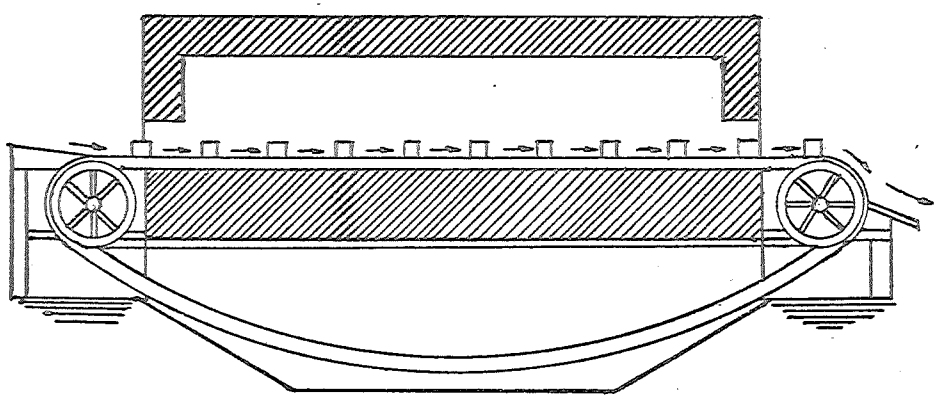
FIG. VII—6

4) fornos contínuos - soleira móvel, Figura VII-7, - correntes transportadoras - Figura VII-8 - rotativos - Figura VII-9.



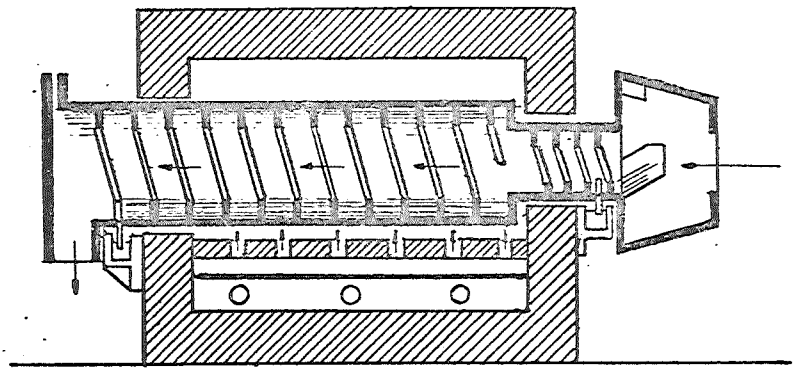
FORNO DE SOLEIRA GIRATÓRIA

FIG. VII — 7



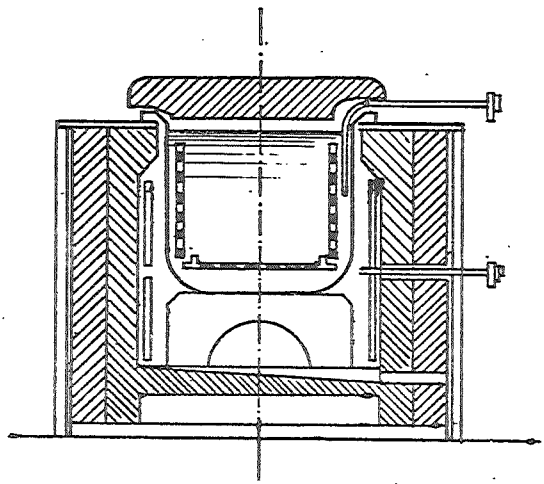
FORNO CONTÍNUO DE CORREIA TRANSPORTADORA

FIG. VII — 8

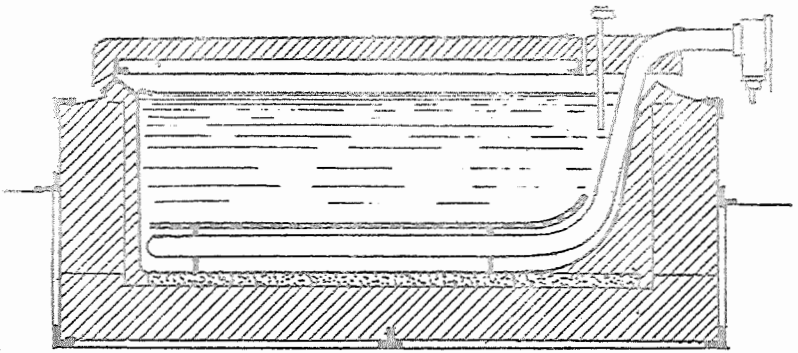


FORNO ROTATIVO
FIG. VII — 9

5) fornos de banho de sal - o sal é colocado em um recipiente e aí fundido. O aquecimento pode ser - indireto ou direto, por passagem da corrente através do sal fundido. Nêste caso, eletrodos ficam - mergulhados no banho de sal. Fornos são construídos para banho de chumbo; nêstes casos, o aquecimento é sòmente indireto, Figuras VII-10, VII-11 e VII-12.

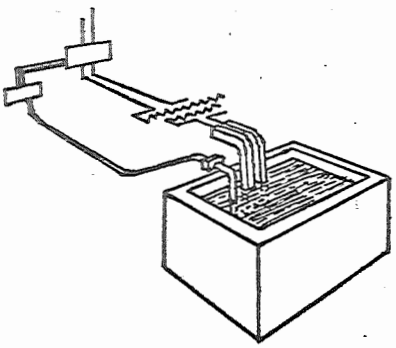


FORNO DE BANHO DE SAL
FIG. VII — 10



FORNO DE BANHO DE SAL COM AQUECIMENTO INTERIOR

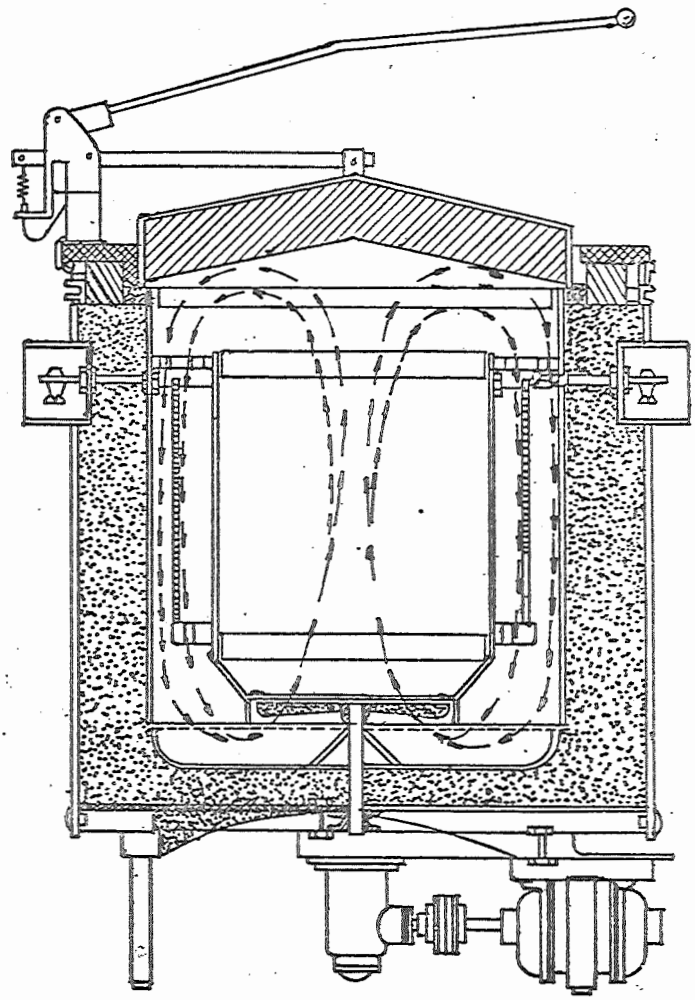
FIG. VII — 11



FORNO DE BANHO DE SAL COM AQUECIMENTO DIRETO

FIG. VII — 12

6) fornos poços - com ou sem circulação forçada, Figura VII-13. Com exceção do tipo de indução, que emprega uma bobina que induz correntes diretamente na peça, e de alguns tipos de aquecimento por chama direta, todos os outros fornos, possuem uma câmara que deve ser aquecida, e no interior da qual é colocado o material a ser tratado tèrmicamente. Essa câmara é revestida, nos casos mais gerais, - com tijolos ou material refratário, e, em outros o revestimento é constituído por materiais resistentes a altas temperaturas-aços inoxidáveis de diferentes tipos. O conjunto é todo isolado, sen-



FORNO COM CIRCULAÇÃO DE GASES
FIG. VII — 13

do empregado, para êsse fim, tijolos isolantes especiais, amianto ou terra diatomacea, para diminuir as perdas térmicas através das paredes.

CÁLCULO DOS FORNOS - POTÊNCIA NECESSÁRIA E ISOLAMENTO

Para o cálculo de um forno, deve-se, em primeiro lugar, saber qual o material que deve ser tratado,

ou pelo menos, o principal material ou o que será tratado em maior quantidade, se fôr o caso de um forno mais versátil, a temperatura requerida e a quantidade necessária por hora, por dia ou por mês. Nêstes dois últimos casos, saber quantas horas deve trabalhar por dia, e quantos dias por mês.

Com êsses dados podemos calcular a energia necessária para aquecer êsse material à temperatura desejada, baseados no calor específico dos diferentes materiais, Tabela VII-1, ou para alguns metais, diretamente pelos gráficos das Figuras VII-14 e VII-15.

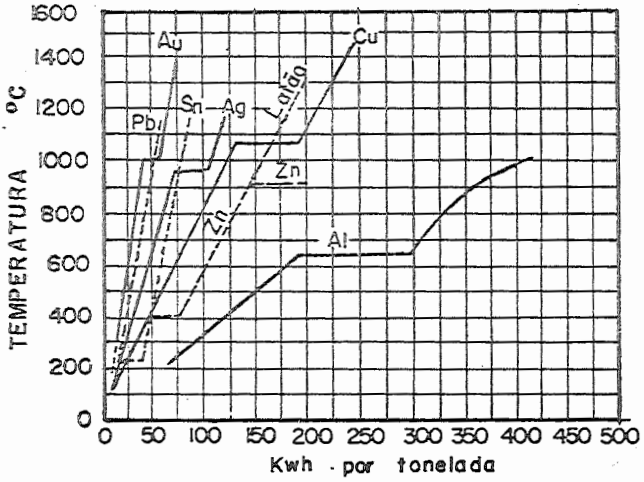
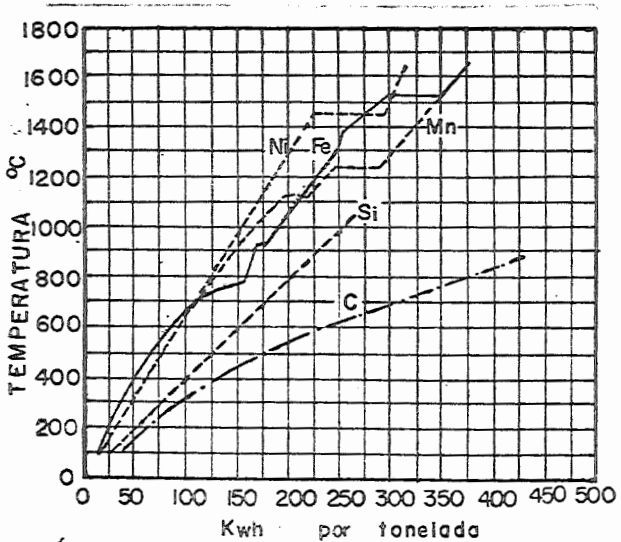


FIG. VII—14



ENERGIA NECESSÁRIA PARA AQUECER DIVERSOS METAIS E DIFERENTES TEMPERATURAS

FIG. VII—15

TABELA VII - 1

CALORES ESPECÍFICOS DOS ELEMENTOS NOS ESTADOS SÓLIDO E LÍQUIDO E CALOR TOTAL CONTIDO ACIMA DE ZERO GRAUS CENTÍGRADOS NO PONTO DE FUSÃO - EM KILOCALORIA POR KILO OU GRAMA CALORIA POR GRAMA.

Elemento	Símbolo	c_m sólido[1]	Ponto de Fusão	Q_{LMP}	c_p líquido[2]
Alumínio	Al	0.218 + 0.000,048t	659	240	0.26
Antimônio	Sb	0.050 + 0.000,074t	630	74	0.13
Arsênico	As	0.082	....	....	.....
Bario	Ba	0.068	710	65	....
Berílio	Be	0.38 + 0.000,4t	1278	1.480	1.5
Bismuto	Bi	0.029 + 0.000,013t	271	21	0.036
Boro	B	0.215 + 0.000,36t	2300	2.660	0.6
Cadmio	Cd	0.0548+ 0.000,012t	321	39	0.08
Calcio	Ca	0.152 + 0.000,052t	851	223	0.26
Carbono	C	0.206 + 0.000,178t - 0.000.000,033t^2	....	....	....
Cério	Ce	0.051	775	55	0.07
Césio	Cs	0.052 + 0.000,013t	29	5.5	0.60 - 0.000,017t
Cromo	Cr	0.10 + 0.000,026t	1550	293	0.20
Cobalto	Co	0.091 + 0.000,044t	1490	296	0.21
Cobre	Cu	0.092 + 0.000.012,5t	1084	172	0.112
Enxofre	S	0.18	119	30.6	0.210 + 0.000,08t
Estanho	Sn	0.0534+ 0.000,017,4t	232	27.8	0.055
Ferro, 0-600°C	Fe	0.104 + 0.000,064t	...	85*	
Ferro, 600°C-760°C	Fe	0.180 + 0.000,3(t - 600)	....	121*	
Ferro, 760-910°C	Fe	0.320 - 0.000,53(t - 760)	....	161*	
Ferro, 910-1400°C	Fe	0.160 + 0.000,01(t - 910)	....	244*	
Ferro, 1400-1534°C	Fe	0.185 (constante)	1534	334	0.21
Iodo	I	0.052	113	20.3	0.068
Iridio	Ir	0.032 + 0.000,006t	2454	143	0.060
Fósforo	P	0.216 + 0.000,224t	44	14.8	0.23
Chumbo	Pb	0.0302+ 0.000,006,0t	327	16.4	0.033
Litio	Li	1.09	179	353	2.2
Magnésio	Mg	0.247 + 0.000,050t	650	271	0.29

C_m-calor especifico médio entre 0° e t°C - Q_{LMP}-calor total contido no ponto de fusão, contado a partir de 0°C.

Elemento	Símbolo	c_m sólido[1]	Ponto de Fusão	Q_{LMP}	c, líquido[2]
Manganês	Mn	0.11 + 0.000,10t	1220	272	0.36
Mercurio	Hg	0.033	- 39	2.8	0.033
Molibdênio	Mo	0.065 + 0.000,02t	2822	378	0.17
Níquel, 0-352°C	Ni	0.103 + 0.000,051t			
Níquel, 352-1455°C	Ni	0.128	1455	259	0.16
Osmio,	Os	0.03 + 0.000,006t	2700	165	0.062
Ouro	Au	0.0308 + 0.000,006,0t	1063	55	0.041
Paladio	Pd	0.058 + 0.000,010t	1556	153	0.089
Platina	Pt	0.0317 + 0.000,003,2t	1773	90.4	0.043
Prata	Ag	0.0557 + 0.000,006,7t	961	84.7	0.086
Potassio	K	0.173 + 0.000,029t	64	25.9	0.142 + 0.000,33t
Ródio	Rh	0.057 + 0,000,01t	1966	204	0.09
Rubídio	Rb	0.080 + 0.000,015t	39	9.2	0.092 + 0.000,013t
Rutênio	Ru	0.06 + 0.000,01t	2450	253	0.11
Selênio	Se	0.077	217	32.1	0.12
Silício	Si	0.1725+0.000,064t - 0.000,000,039t[2]	1427	600	0.20
Sódio	Na	0.282 + 0.000,23t	98	57.2	0.32
Tântalo	Ta	0.033 + 0.000,016t	3027	263	....
Telúrio	Te	0.048 + 0.000,003,5t	453	47.7	0.051
Tálio	Tl	0.034 + 0.000,015t	303	16.7	0.043
Tório	Th	0.028 + 0.000,008t	1845	97	0.06
Titanio	Ti	0.142 + 0.000,039t	1800	450	0.28
Tungstênio	W	0.0273 + 0.000,004,2t	3387	186	0.056
Uranio	U	0.028 + 0,000,007t	1688	93	0.05
Vanádio	V	0.115 + 0.000,03t	1710	360	0.22
Zinco	Zn	0.0919 + 0.000,020t	419	66.4	0.1135+0.000,008,8t
Zircônio	Zr	0.067	1857	184	0.1

(*) Estes valores de c_m são os valores médios entre as temperaturas indicadas na 1ª coluna.

(1) O primeiro têrmo da expressão representa o calor específico a 0°C; o segundo têrmo é o incremento por grau dividido por 2 para obter o valor médio entre 0 e t. O calor específico a uma temperatura t é dado adicionado ao 1º têrmo o segundo multiplicado por 2.

(2) Quando a expressão contem o valor t, indica o calor especifico médio entre t° e 0°C. Os outros valôres dão o calor específico médio nessa fase.

Conhecendo-se a produção horária e o ciclo do - tratamento - tempo de aquecimento (1), de permanência a temperatura e, se fôr o caso, de resfriamento - po de ser calculado o volume necessário na câmara do - forno.

Deve ser lembrado aqui, que nem todo o volume - da câmara será ocupado, a porcentagem de utilização, variando muito com a peça ou peças a serem tratadas. A densidade aparente a ser considerada do material a ser tratado varia bastante com a forma da peça - se são ôcas ou maciças, se apresentam formas complica— das ou simples, permitindo um maior ou menor adensamento das peças, o seu empilhamento ou não, etc.

A potência do forno será calculada em função da energia necessária para aquecimento do metal no tempo requerido, e também da energia perdida pelas paredes e portas do forno, energia essa que variará com as dimensões, tipo de refratário e isolante, espessura dessas camadas, dimensões da porta, tempo que esta permanece aberta, etc.

O cálculo dessas perdas pode ser feito com aproximação - cálculo da transferência de calor através das paredes - mas, em geral, é avaliado com alguma - prática, podendo ser estimado o rendimento de um determinado forno.

Levando-se em conta algumas simplificações - a parede sendo considerada homogênea, isotrópica e isotérmica - o cálculo da transição do calor pode ser - feito pela fórmula de Fourier:

$$\frac{dQ}{d\theta} = - KA \left(\frac{dt}{dL}\right) \qquad (1)$$

onde:

Q = quantidade de calor;

θ = tempo;

(1) Dados a respeito do tempo de aquecimento para aços, são dados no cap. III. Para encontrar o tempo aproximado de aquecimento para outros metais, basta multiplicar o tempo necessário para aquecer o aço pela relação:

$$\frac{\text{condutividade do aço X calor específico do metal}}{\text{condutividade do metal X calor específico do aço}}$$

$\frac{dQ}{d\theta}$ = velocidade de transmissão de calor;

t = temperatura;

k = condutividade térmica;

A = área de transferência de calor;

L = espessura da parede, e

$\frac{dt}{dL}$ = gradiente de temperatura.

A espessura da parede sendo fixada, ao fim de certo tempo, ocorre a estabilização do forno e é atingida uma constância de transmissão. A fórmula a ser utilizada passa a ser a seguinte:

$$q = \frac{Q}{\theta} = - kA \frac{\Delta t}{L} \qquad (2)$$

onde

Δt = diferença de temperaturas entre uma e outra superfície da parede; e

L = a espessura da mesma.

Fazendo-se $\frac{L}{k} = R$ - que denominamos a resistência térmica do material.

$$q = A \frac{\Delta t}{R} \qquad (3)$$

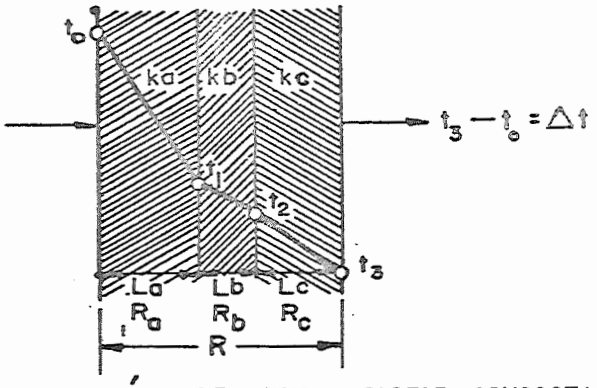
e, no caso de uma parede ser constituída de vários materiais justapostos, como é o caso geral das paredes dos fornos, em que temos material refratário, material isolante, revestimento, etc.

$$q = A \frac{\Delta t}{\Sigma R} \qquad (4)$$

onde

Δt = diferença da temperatura entre superfícies aparentes da parede, Figura VII-16.

A perda de calor pela parede externa do forno é feita por irradiação e convecção, e vai variar bas—



TRANSMISSÃO DE CALOR ATRAVÉS DE UMA PAREDE COMPOSTA

FIG. VII — 18

tante com o material que a constitue, acabamento superficial, condições do ambiente externo, etc.

A quantidade de calor transmitida por radiação pode ser expressa, aproximadamente, com a lei de Stefan-Boltzman, pela equação:

$$Wr = 57\ E\ (T_o^4 - T_a^4) \times 10^{-11} \qquad (5)$$

onde:

Wr = watts por decímetro quadrado

E = coeficiente de emissão da superfície irradiante

T_o = temperatura absoluta da superfície irradiante

T_a = temperatura absoluta da superfície receptora. - (ambiente onde está o forno).

A quantidade de calor transmitida por convecção pode ser dada por:

$$W_o = 223\ (t')\ 1{,}25 \times 10^{-4} \qquad (6)$$

onde:

W_o = watts por decímetro quadrado

t' = gradiente de temperatura.

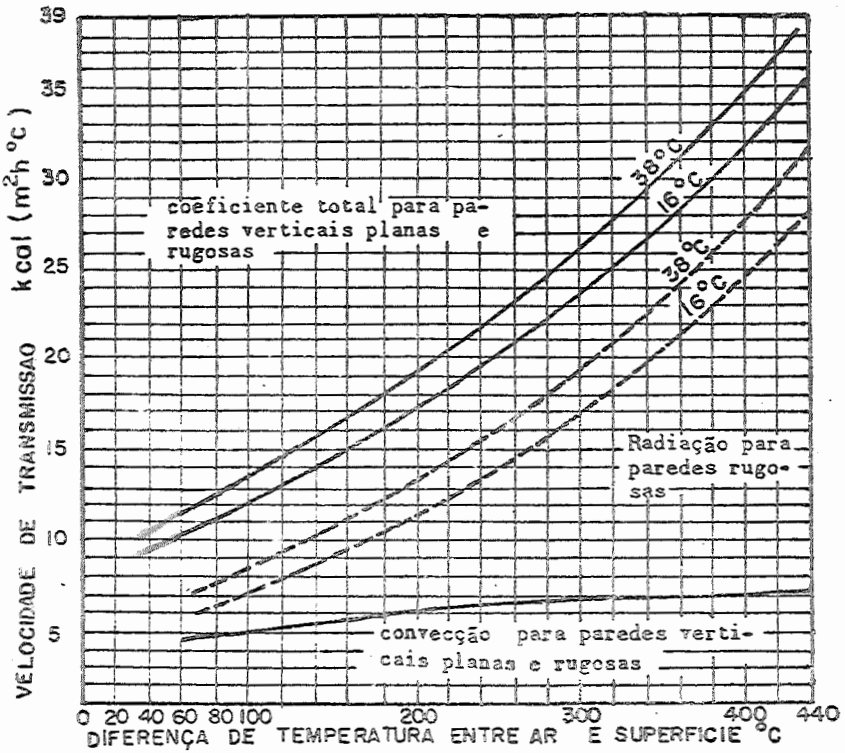
Êstes valores para transmissão por convecção -

são para paredes verticais, de mais de 30 cm. O calor transmitido por convecção por paredes horizontais será da ordem de 30% superior ou inferior, conforme a transmissão se faça pela parte superior ou inferior da parede, (isto é, para cima ou para baixo).

Os cálculos são complicados, mas podemos escrever que as perdas caloríficas são uma função da diferença de temperaturas entre a parede e o ambiente,

$$Q = \alpha (T_o - T_a) \qquad (7)$$

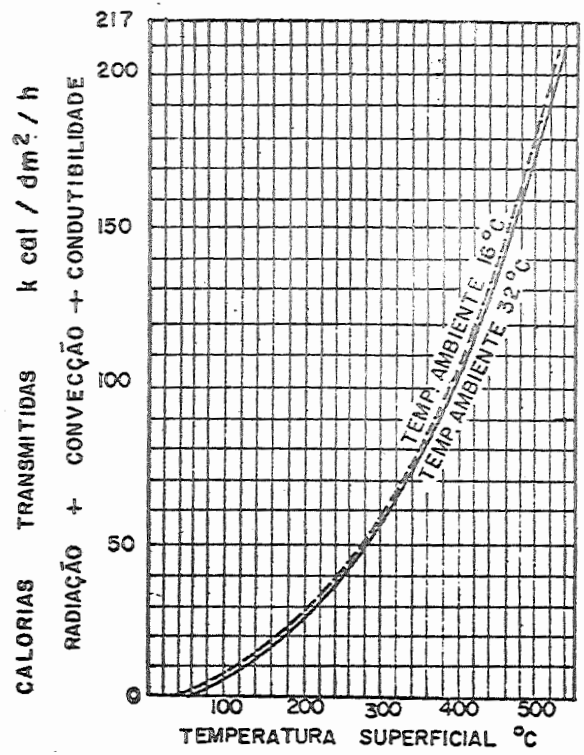
sendo α um fator de perda pelo exterior da parede. O valor de α pode ser obtido de forma aproximada, pois é variável, no gráfico da Figura VII-17.



COEFICIENTES DE PERDAS TÉRMICAS — AR CALMO À TEMPERATURAS INDICADAS SÔBRE AS CURVAS

FIG. VII— 17

As perdas podem ser avaliadas também, a partir do gráfico da Figura VII-18, calculadas pelas fórmulas (5) e (6), as perdas em função de uma diferença de temperatura desejada entre a parede e o ambiente, pode ser calculada a espessura da parede com as fórmulas (2), (3) ou (4).



PERDAS TÉRMICAS PELAS PAREDES DO FORNO. SUPERFICIES VERTICAES PLANAS E RUGOSAS

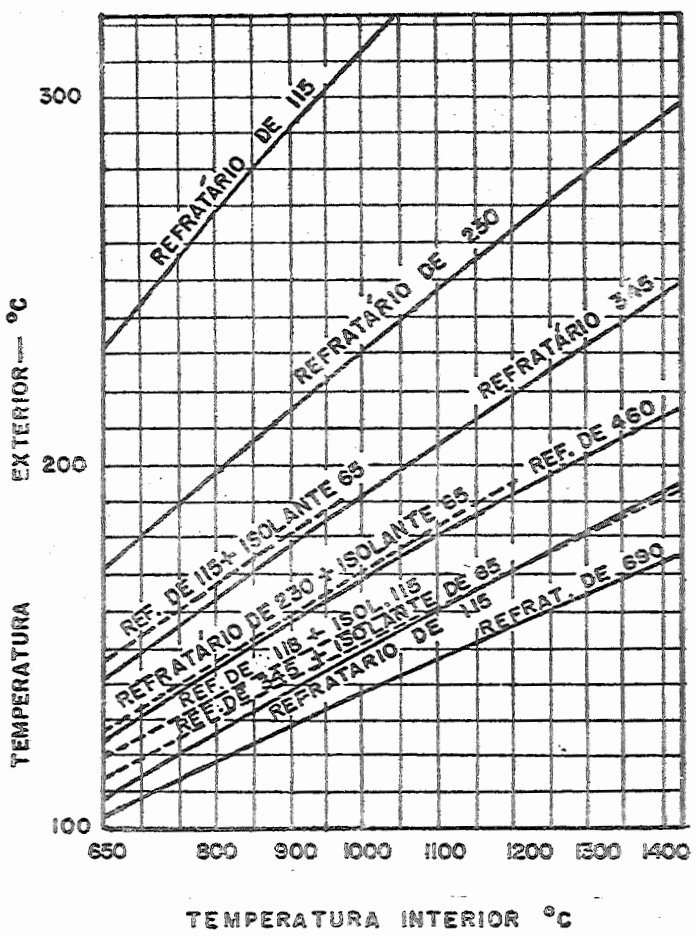
FIG. VII — 18

Os gráficos das Figura VII-19 e VII-20, permitem a grosso modo, avaliar temperaturas prováveis externas de uma parede, conhecendo a temperatura interna do forno, e as perdas em função dessa mesma temperatura.

Devem ser consideradas ainda, as perdas pelas aberturas dos fornos, como já foi citado, e aí, podemos calcular a potência do forno.

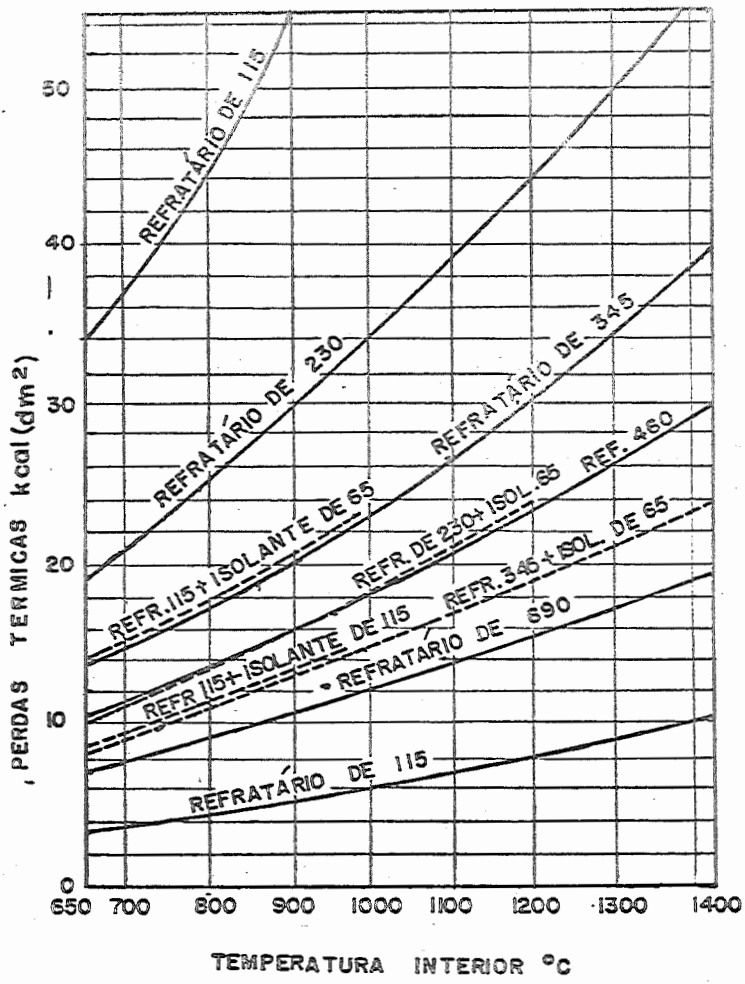
Com o gráfico da Figura VII-21, é calculada a perda por radiação em função da área da abertura.

Essa perda sendo infuenciada pela forma da aber



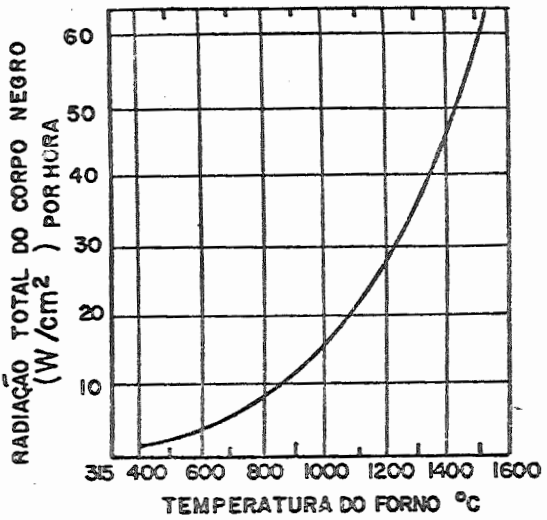
RELAÇÃO ENTRE TEMPERATURAS INTERIORES E EXTERIORES DE FORNOS MEDIDAS EM MILIMETROS

FIG. VII — 19



PERDAS PELAS PARÊDES DE UM FORNO

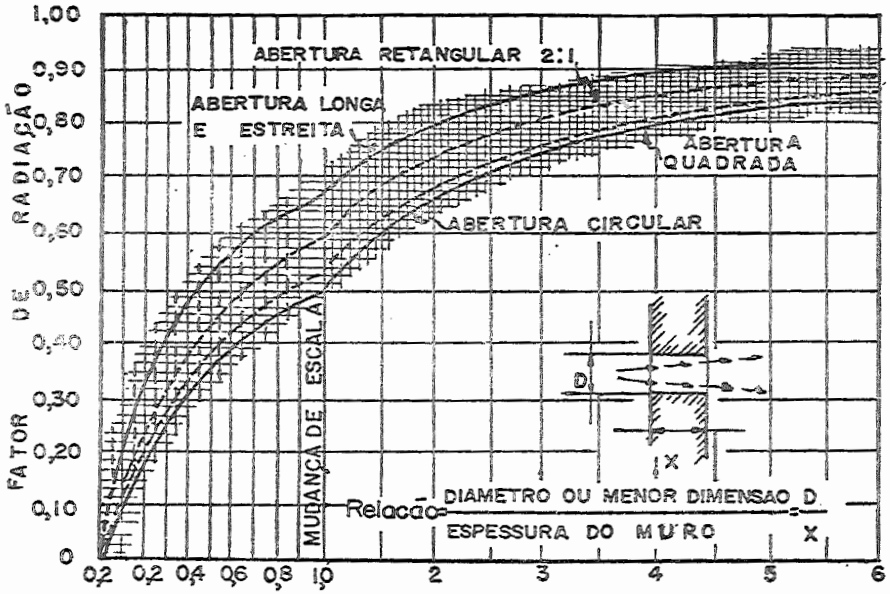
FIG. VII — 20



RADIAÇÃO DO CORPO NEGRO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA REAL

FIG. VII— 21

tura e relação entre sua menor dimensão e espessura da parede, deve ser corrigida, para isso sendo utilizado o gráfico da Figura VII-22.



RADIAÇÃO POR ABERTURA DE FORMAS DIVERSAS EXPRESSAS SOB A FORMA DE RADIAÇÃO DE UMA PAREDE DE MESMA DIMENSÃO

FIG. VII—22

O fator de radiação encontrado nêsse gráfico, multiplicado pelo valor encontrado a partir do gráfico da Figura VII-21, dá a perda por irradiação pela abertura, com melhor aproximação.

FORNOS A COMBUSTÍVEIS

Os combustíveis mais utilizados nêstes tipos de fornos são os gases - de gasogênio, de alto forno e os óleos: diesel ou óleo pesado.

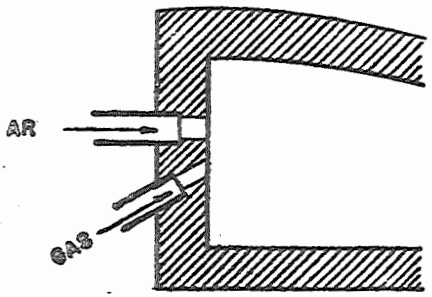
Êsses combustíveis têm propriedades bastante variadas: poder calorífico, ponto de inflamação, quantidade de ar necessário para a sua perfeita queima, etc., e os maçaricos construídos para a sua utilização são os mais variados possíveis.

Se, na queima do combustível, é empregada uma grande quantidade de ar, maior que a necessária para a sua queima total, no interior do forno vai se formar uma atmosfera oxidante - com oxigênio livre - e as peças serão oxidadas, ou no caso de aços, poderá ocorrer uma descarbonetação.

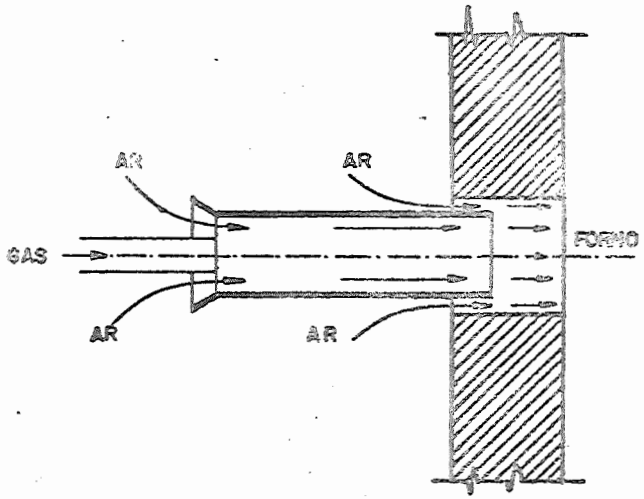
A quantidade de ar sendo a necessária e suficiente, a atmosfera será neutra, e, se houver falta de ar, a atmosfera será redutora. Nêste último caso, as temperaturas serão mais baixas e o rendimento menor.

A colocação do maçarico ou maçaricos deve ser bem estudada, para que seja obtida a maior uniformidade de temperatura no interior do forno.

As Figura VII-23 a VII-26 mostram alguns tipos de maçaricos para queima de gás e as Figuras VII-27 a VII-29, tipos de maçaricos usados com óleo.

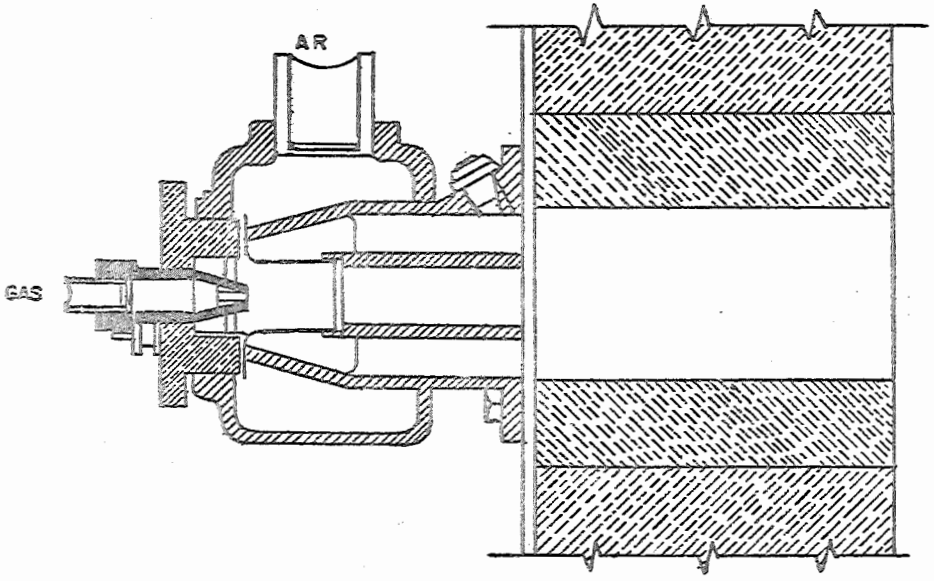


DISPOSITIVO SIMPLES PARA QUEIMA DE GASES
FIG. VII— 23



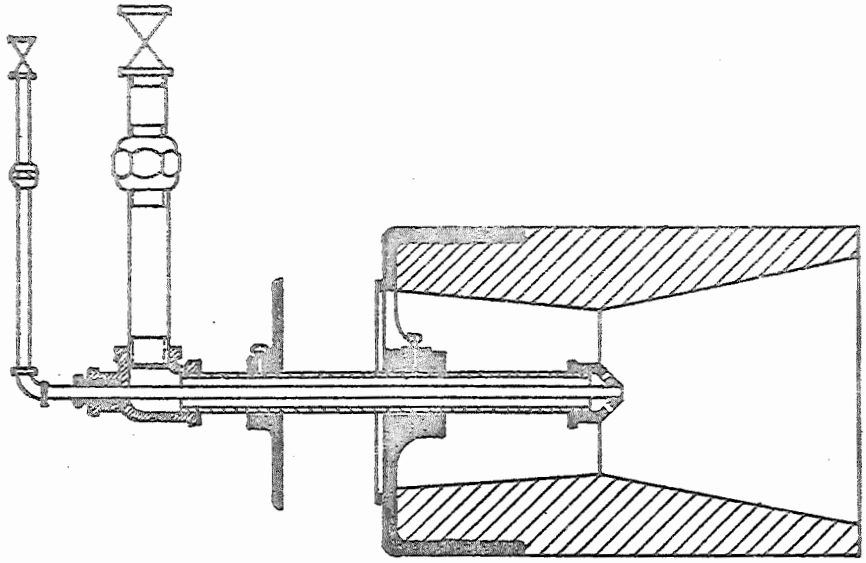
ESQUEMA DE UM MAÇARICO COM MISTURA EXTERIOR

FIG. VII — 24



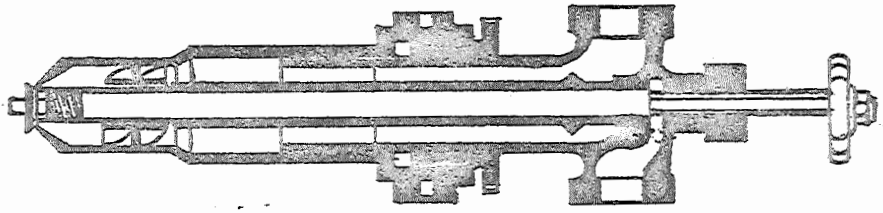
MAÇARICO COM CHAMA REGULÁVEL

FIG VII— 25



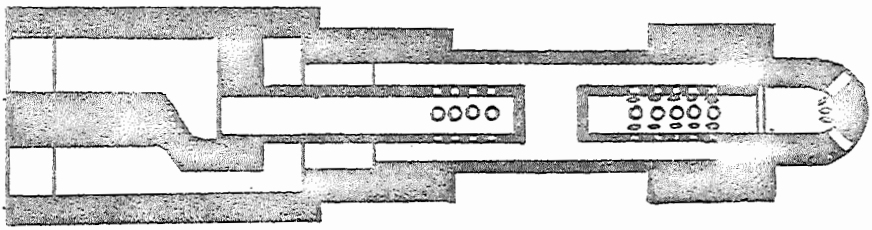
MAÇARICO A GAS

FIG.—VII - 26



MAÇARICO A ALTA PRESSÃO

FIG.- VII- 27



MAÇARICO EMPREGANDO VAPOR PARA DAR MELHOR MISTURA

FIG.—VII— 28

MACARICO PARA ÓLEO COM AR PREAQUECIDO

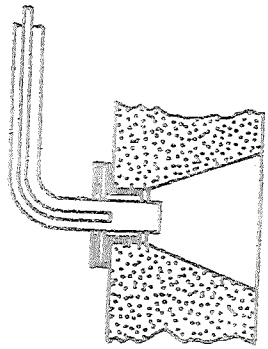
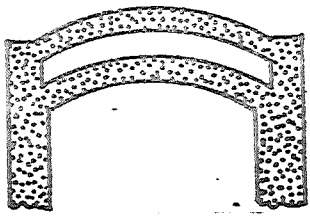


FIG.- VII-29

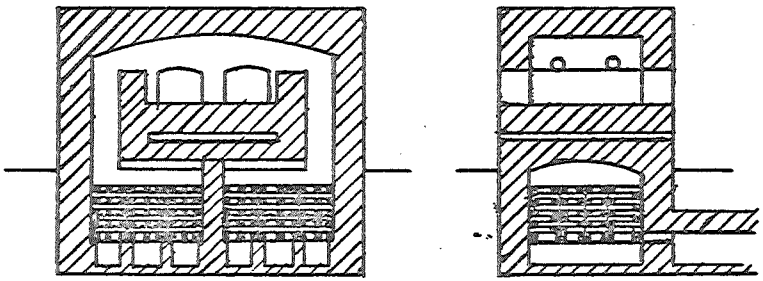
Todos êsses tipos podem ser controlados, automàticamente, para manutenção de uma dada temperatura.

Êstes fornos, muitas vêzes, são construídos de maneira a pré-aquecer o ar ou o combustível, a fim de dar maior rendimento - Figura VII-30 e VII-31.



FORNO DE DUPLA ABOBODA PARA PREAQUEIMENTO DE AR

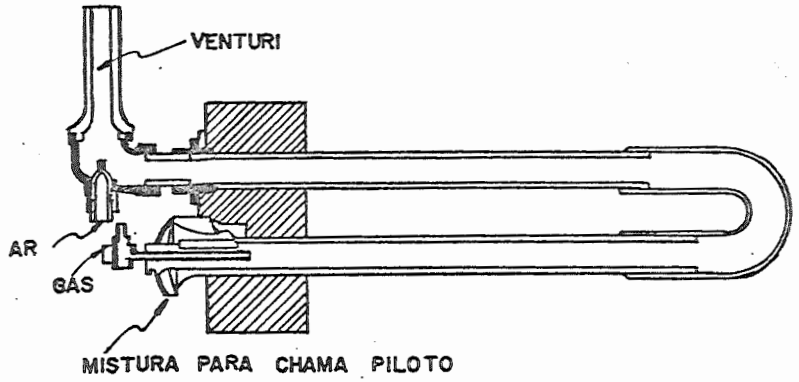
FIG.-VII-30



FORNO COM RECUPERADOR DE CALOR

FIG.- VII- 31

Quando é desejado um melhor contrôle da atmosfera do forno, podem êstes ser aquecidos por tubos radiantes. A queima do gás ou óleo é feita no interior de um recipiente (tubo em geral) que fica completamente isolado da câmara do forno. Os tubos aquecidos irradiam o calor para a câmara do forno, Figura VII-32.



TUBO RADIANTE PARA AQUECIMENTO

FIG. VII — 32

FORNOS DE RESISTÊNCIA ELÉTRICA

São assim denominados os fornos aquecidos pelo calor gerado pela passagem de corrente elétrica por uma resistência.

São construídos para diversos fins, e com vários princípios, como já foi citado: radiação, banho de sal, indução, de circulação forçada.

O aquecimento pela eletricidade apresenta como características interessantes:

1) fácil e precisa regulagem de temperatura;

2) a temperatura que pode ser alcançada depende sòmente dos materiais empregados;

3) não há produção de fumaças, pois não há combustão;

4) o funcionamento é bastante silencioso;

5) eliminam-se os depósitos de combustíveis ou geradores de gases.

No cálculo do forno, interessa a potência necessária, calculando-se, aqui, as perdas. O rendimento pode ser da ordem de 65 a 79% e, para compensar as perdas por irradiação, é aumentada a potência de 40 a 60%.

É preferível calcular a potência para mais, pois não haverá maior gasto de energia por êste motivo, já que o rendimento é dado só pelas perdas de calor. Atingida a temperatura, o forno será desligado, e só poderá ocorrer um maior desgaste no sistema interruptor.

Em casos em que há espaço restrito é que deve ser calculada, mais exatamente, a potência necessária.

No cálculo da resistência procura-se sempre empregar o fio ou fita - os elementos de resistência metálica apresentam-se sob essa forma - com as maiores dimensões compatíveis, para dar maior durabilidade aos elementos.

Os fios, em geral, são enrolados em espirais e, as fitas formando ondas e, em qualquer caso, apoiadas ou embutidas em material refratário, nas paredes internas, muitas vêzes no teto e mais raramente, também, na soleira do forno.

Para a escôlha do elemento de aquecimento - diâmetro do fio ou dimensões da fita - procede-se da seguinte maneira:

Supondo que se tenha chegado à conclusão que é necessário um forno com a potência W dada em watts, conhecendo-se a tensão da rêde-V volts podemos calcular a intensidade I em amperes da corrente necessária.

$$I = \frac{W}{V} \quad \text{(ligação monofásica)} \qquad (a)$$

$$I = \frac{W}{V\sqrt{3}} \quad \text{(ligação trifásica em estrêla)} \qquad (b)$$

$$I_1 = \frac{W_1}{V} \quad \text{(ligação trifásica em triângulo)} \qquad (c)$$

onde:

$W_1 = \frac{W}{3}$ e I_1 a intensidade de corrente em cada fase. A corrente de linha é dada por (b).

Sendo conhecido o valor de I podemos calcular a superfície irradiante (S) necessária do fio, que é dada pela fórmula

$$S = \frac{I^2 \times Ct}{P} \text{ em } cm^2/ohm$$

onde:

I = amperagem

Ct = fator ou coeficiente de temperatura - variável com esta e relacionado com o aumento de resistência que ocorre com o aquecimento. Êste fator é tomado para a máxima temperatura de utilização do forno.

P = carga admissível, em $\frac{watts}{cm^2}$ do fio que deve ser empregado, variável também com a temperatura.

Os valores de Ct são dados na Tabela VII-2 para diferentes ligas, denominadas Cromel, para o Copel, e várias ligas denominadas Kanthal.

Os valores de p são dados para as várias ligas Kanthal e Cromel, na Tabela VII-3.

Nas Tabelas VII-4, VII-5 e VII-6, são encontrados mais dados a respeito das ligas já citadas: diâmetros existentes (fios de maiores diâmetros), área, resistência por metro, superfície irradiante.

Obtido o valor de S necessário, podemos entrar em tabelas (Tabelas VII-4, 5 e 6 citadas), que nos dão os valores de S para cada fio, ou calculá-lo, baseado na sua resistência ohmica por metro e superfície de irradiação por metro, obtendo o valor:

$$S_{fio} = \frac{\text{área superficial de 1 metro de fio}}{\text{resistência ohmica por metro}}$$

TABELA VII - 2

FATOR OU COEFICIENTE DE TEMPERATURA - Ct

Temperatura °C	Cromel 80 Ni-20	Cromel 60 Ni-16 Fe	Cromel 35N 18,5	Copel 55-45 Ni	Kanthal A_1	Kanthal A	Kanthal De D S
20	1,000	1,000	1,000	1,000	1,000	1,000	1,000
100	1,017	1,020	1,035	1,002	1,002	1,002	1,002
200	1,036	1,042	1,066	1,005	1,005	1,005	1,005
300	1,052	1,067	1,000	1,007	1,007	1,008	1,008
400	1,064	1,086	1,130	1,010	1,010	1,012	1,012
500	1,069	1,104	1,157	1,012	1,014	1,018	1,018
600	1,067	1,110	1,179	-	1,019	1,023	1,023
700	1,062	1,114	1,196	-	1,024	1,025	1,025
800	1,062	1,122	1,212	-	1,038	1,030	1,030
900	1,066	1,134	1,227	-	1,055	1,040	1,040
1000	1,073	1,147	-	-	1,062	1,046	1,046
1100	1,078	-	-	-	1,069	1,050	1,050
1200	-	-	-	-	1,076	1,055	-
1300	-	-	-	-	1,083	1,060	-
1350	-	-	-	-	1,085	-	-

TABELA VII - 3

CARGAS DE SUPERFICIE $P = \frac{watts}{cm^2}$

Temperatura °C	Kanthal A_1	Kanthal A	Kanthal D S	Cromel 80/20
600	-	-	3,9	2,75
700	-	-	3,5	2,5
800	-	-	3,0	2,3
900	-	2,9	2,4	2,1
1000	4,0	2,3	1,5	2,0
1100	3,0	1,6	-	1,80
1200	2,0	1,2	-	1,55
1300	1,5	-	-	-

TABELA VII-4

DADOS SÔBRE RESISTÊNCIAS DOS FIOS KANTHAL A-1

Diâmetro	Resistência	S = cm^2/ohm
6,50	0,04570	4680
6,00	0,05128	3676
5,50	0,06103	2832
5,00	0,07385	2127
4,75	0,08184	1824
4,50	0,09117	1551
4,25	0,1022	1306
4,00	0,1154	1089
3,75	0,1313	897,3
3,50	0,1507	729,7
3,25	0,1748	584,2
3,00	0,2051	459,5
2,80	0,2355	373,5
2,60	0,2731	299,2
2,50	0,2954	266,0
2,40	0,3205	235,2
2,30	0,3490	207,1
2,20	0,3814	181,2
2,10	0,4186	157,6
2,00	0,4616	136,1
1,90	0,5114	117,3
1,80	0,5698	99,24
1,70	0,6388	83,60
1,60	0,7212	69,70
1,50	0,8205	57,43
1,40	0,9419	46,69
1,30	1,092	37,33
1,25	1,182	33,23
1,20	1,282	29,41
1,15	1,396	25,88
1,10	1,526	22,85
1,05	1,675	18,71
1,00	1,846	17,02

TABELA VI - 5

DADOS SÔBRE RESISTÊNCIAS DE FIOS CROMEL E COPEL

Nº AWG	DIMENSÕES DIAM. mm	ÁREA cm^2	CROMEL A OHMS/M 20°C	S = cm^2/ohm	CROMEL C OHMS/M 20°C	CROMEL D OHMS/M 20°C	COPEL OHMS/M 20°C
3/0	10.414	327,16	0.01269	25.780	0.013189	0.011713	0.005742
2/0	9.271	291,25	0.01601	18.090	0.016635	0.014797	0.007251
1/0	8.255	259,34	0.02017	12.857	0.020965	0.018636	0.009121
1	7.340	230,59	0.02552	9.036	0.026510	0.023557	0.011549
2	6.553	205,87	0.03205	6.423	0.033269	0.029562	0.014502
3	5.817	182,75	0.04065	4.495	0.042226	0.037535	0.018406
4	5.182	162,80	0.05124	3.177	0.053218	0.047312	0.023197
5	4.623	145,24	0.06437	2.256	0.066932	0.059419	0.029135
6	4.115	129,28	0.08136	1.588	0.084322	0.075135	0.036747
7	3.658	114,90	0.10302	1.115	0.10696	0.094821	0.046524
8	3.251	102,12	0.13025	784	0.13518	0.12008	0.058861
9	2.896	90,97	0.16405	554	0.17028	0.15158	0.074150
10	2.591	81,39	0.20506	397	0.21294	0.18931	0.09285
11	2.311	72,59	0.25756	281	0.26740	0.23787	0.11647
12	2.057	64,61	0.32515	199	0.33761	0.30021	0.14699
13	1.829	57,45	0.41176	139	0.42718	0.37961	0.18603
14	1.626	51,07	0.52102	98	0.54071	0.48067	0.23557
15	1.448	45,48	0.6562	69	0.6824	0.60600	0.29693
16	1.295	40,68	0.8202	49	0.8531	0.7579	0.37075
17	1.143	35,90	1.0532	34	1.0926	0.9712	0.47640
18	1.016	31,92	1.3321	24	1.3846	1.2304	0.60272
19	0.914	28,71	1.6471	17,4	1.7094	1.5191	0.74479
20	0.813	25,54	2.0834	12,2	2.1622	1.9227	0.94165

TABELA VII - 6

DADOS SÔBRE RESISTÊNCIAS DOS FIOS KANTHAL

DIMENSÕES		KANTHAL A		KANTHAL DS	
Nº BeS	Diâmetro mm	Ohm/m 20°C	S = cm^2/ohm	Ohm/m 20°C	S = cm^2/ohm
2	6,54	0,0413	4962	0,0401	5110
3	5,83	0,0520	3515	0,0506	3619
4	5,19	0,0657	2479	0,0638	2553
5	4,62	0,0829	1749	0,0805	1801
6	4,12	0,1042	1241	0,1012	1277
7	3,66	0,1321	869,8	0,1283	895,6
8	3,26	0,1664	614,9	0,1616	633,2
9	2,91	0,2090	437,1	0,2030	450,1
10	2,59	0,2637	308,3	0,2561	317,5
11	2,30	0,3349	215,6	0,3256	222,0
12	2,05	0,4212	152,8	0,4090	157,3
13	1,82	0,5346	106,9	0,5192	110,1
14	1,63	0,6650	76,95	0,6459	79,23
15	1,45	0,842	54,08	0,818	55,68
16	1,29	1.063	38,09	1,033	39,22
17	1,15	1,338	27,00	1,300	27,80
18	1,024	1,701	18,90	1,652	19,46
19	0,912	2,129	13,45	2,067	13,85
20	0,812	2,683	9,501	2,606	9,784

O valor S_{fio} deve ser um pouco superior ao valor S calculado anteriormente.

Escolhido, dessa maneira, o fio a ser empregado, podemos calcular o seu comprimento.

Temos que:

$$R\ (ohms) = \frac{V}{I}\ \frac{(volts)}{(amperes)}$$

$$L\ (metros) = \frac{R\ (ohms)}{r(\frac{ohms}{metro})}$$

No caso da ligação em triângulo, êsse é o comprimento de uma das resistências do circuito.

A ligação sendo em estrêla, sabemos que a voltagem por fase é dada por:

$$V_f = \frac{V}{\sqrt{3}}$$

e a resistência por fase

$$R_f = \frac{V_f}{I}$$

e o comprimento

$$L = \frac{R_f}{r}$$

Os fios são enrolados, então, em espiral, o diâmetro das espirais sendo da ordem de 5 vêzes o diâmetro do fio, devendo ficar afastadas, entre sí, pelo menos, duas vêzes o seu diâmetro.

Se, feito o cálculo, verifica-se que nenhum fio pode ser utilizado, pois dão cargas de superfície muito elevadas, recorre-se a elementos de aquecimento em forma de fitas, que apresentam superfícies de irradiação comparativamente mais elevadas.

As fitas são onduladas, a profundidade e passo entre as ondas sendo de 2 a 3 vêzes a largura da fita empregada.

Os elementos quando não são embutidos completamente no refratário, devem ser apoiados de maneira a haver possibilidade de se movimentarem, movimento êsse causado pela dilatação do material.

A superfície irradiante das paredes deve ser da ordem de 15-30 Kw/m^2 (1), para que seja obtida uma distribuição uniforme da temperatura. Êste dado pode ser tomado como elemento de verificação do forno.

Para controlar melhor a temperatura em diferentes partes de grandes fornos, os elementos de aquecimento podem ser divididos em vários circuitos. Nêstes casos são empregados, também, elementos de aquecimento mais delgados.

Para altas temperaturas são empregadas, também, resistências de carbureto de silício, com as quais podem ser atingidas temperaturas até de 1500°C.

Estas resistências, em geral, são ligadas em série e empregadas com baixa voltagem sendo necessário o emprêgo de transformadores variáveis. (2)

Êstes são empregados por causa da modificação das resistências com o uso; para ser mantida a mesma potência do forno, a voltagem deve ser mudada. A resistência varia também, bastante, com a temperatura.

As resistências de C Si são, geralmente, ligados em paralelo, para evitar que, no caso da existência de uma barra de resistência mais elevada - como por exemplo, uma barra já usada, sendo ligada, conjuntamente com outras - novas - ela não seja aquecida de maneira muito diferente das restantes.

Segundo alguns autores, a carga admissível para essas resistências pode ser dada pela fórmula:

$$p = 46 - 0{,}028\ t, \text{ em } \frac{\text{watts}}{cm^2}$$

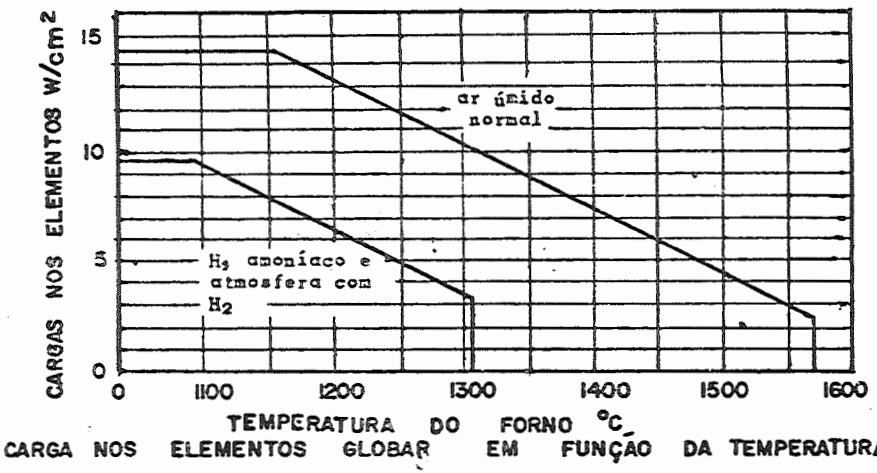
(1) Alguns autores dão valores até 40 Kw/m^2.

(2) A ação descarbonetante do H_2, parece mais ser devida ao teor de H_2O que ele pode conter. Abaixo de um certo valor não ocorreria a descarbonetação.

onde:

t = temperatura em graus centígrados.

A Figura VII-33 nos dá os valores a serem empregados, segundo dados fornecidos por um fabricante de resistências dêsse tipo.



CARGA NOS ELEMENTOS GLOBAR EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA

FIG VII — 33

FORNOS COM ATMOSFERA CONTROLADA

A fim de evitar ou reduzir a ação do oxigênio sôbre as peças colocadas no interior de um forno aquecido, foi desenvolvida a técnica das atmosferas controladas.

Essa técnica consiste na introdução no interior do forno de um gás protetor ou, por extensão, a eliminação da atmosfera no interior do mesmo, as peças ficando no vácuo.

Essas temperaturas introduzidas no forno, devem apresentar uma composição muito bem estudada, para evitar a ação de outros gases, que não o oxigênio como sejam, o CO_2, o H_2 e H_2O, conforme o caso e o material tratado.

Os principais tipos de atmosferas protetoras são: a) gases puros: o hidrogênio, o azôto, o helium e o argônio, pràticamente, inertes; b) misturas de hidrogênio e azôto; c) os produtos de combustão ou decomposição de gases combustíveis.

Estudemos, ràpidamente, êsses vários tipos.

O helium é pouco utilizado em tratamentos térmicos devido ao seu preço elevado, assim como o argônio, apesar de mais barato.

O hidrogênio, bastante utilizado, é fàcilmente obtido em bujões metálicos, ou por meio de eletrólise, em grandes instalações. Apresenta o inconveniente de, se entrar em contacto com o oxigênio, antes do aquecimento, formar uma mistura explosiva.

O hidrogênio parece apresentar, também, uma ação descarbonetante (1) e é preferível usá-lo diluido com o azôto.

A mistura Hidrogênio-Azôto é, relativamente, fácil de ser obtida pelo "craqueamento" do amoníaco.

$$2\ NH_3 \rightleftharpoons N_2 + 3H_2$$

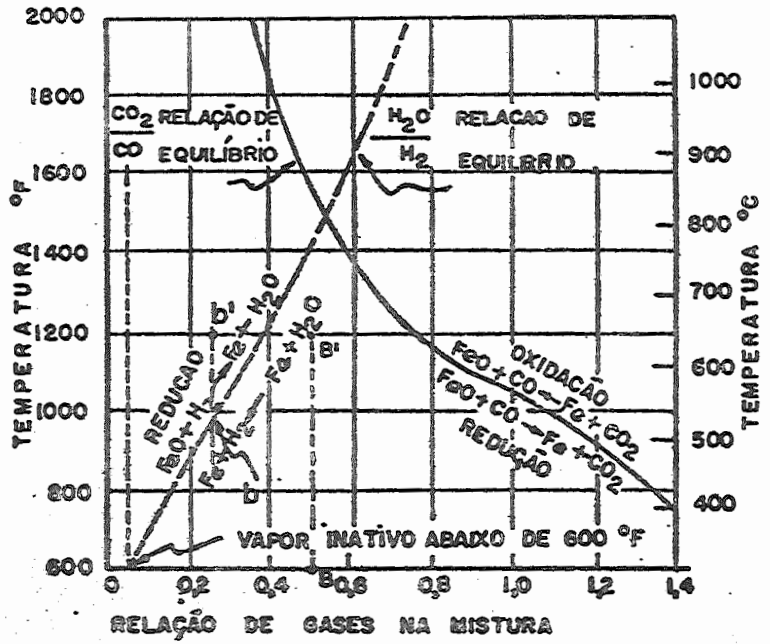
Pequenas porcentagens de oxigênio ou de vapor d'água presentes, tornam o hidrogênio não utilizável, pois estas impurezas aumentam, grandemente, as velocidades de descarbonetação e oxidação.

A ação do vapor d'água pode ser observada pela curva da Figura VII-34, onde se reflete, também, a ação do CO e CO_2 para comparação da maneira de atuar dêsses gases.

O azôto, pode ser obtido em bujões ou produzido em aparelhos especiais, pela queima total de gases combustíveis; o produto da combustão é, posteriormente, purificado pela eliminação do CO_2, CO e H_2O.

---

1) A ação descarbonetante do H_2, pareçe mais ser devida ao teor de H_2O que ele pode conter. Abaixo de um certo valor não ocorreria a descarbonetação.



RELAÇÃO TEÓRICA DE EQUILÍBRIO ENTRE O FERRO E OXIDO[1] DE FERRO EM CONTACTO COM CO E CO_2 OU H_2 E VAPOR D'ÁGUA

FIG. VII— 34

$$CH_4 + Ar\ (2O_2 + 8N_2) \rightleftharpoons CO_2 + 2H_2O + 8N_2$$

Esta atmosfera pode ser preparada, também, pela queima de amoníaco anteriormente decomposto:

$$2\ NH_3 \rightleftharpoons N_2 + 3H_2$$

$$2H_2 + O_2 \rightleftharpoons 2H_2O$$

O oxigênio existente em excesso e a água formada sendo eliminados.

Dependendo da quantidade de ar utilizado, o teor de hidrogênio pode variar de 1 a 24%

O azôto é obtido, também, por liquefação do ar.

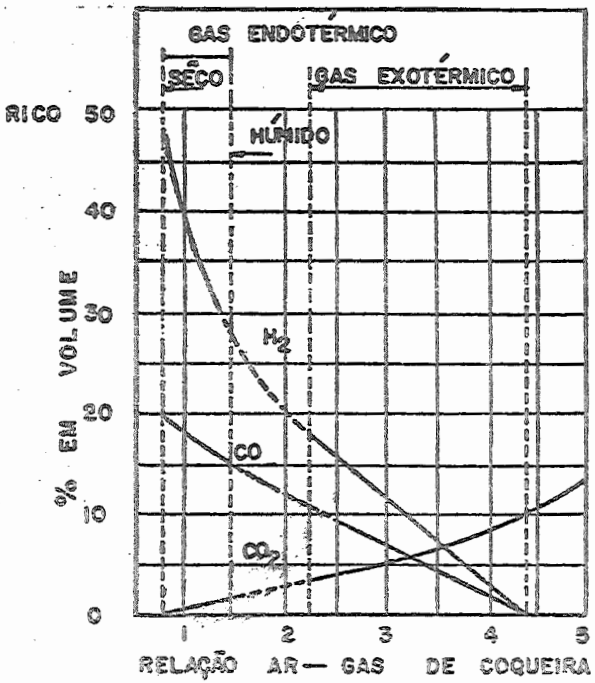
Pequenas quantidades de oxigênio, vapor d'água ou bióxido de carbono inutilizam o azôto como meio de proteção.

Êle é, então, pouco utilizado puro, mas sempre de mistura com hidrogênio e monóxido de carbono.

Outra atmosfera muito usada é a obtida pela queima de gases combustíveis como já foi visto, com maior ou menor quantidade de ar, produzindo uma atmosfera contendo H_2, CO, CO_2 e H_2O e, ainda, um pouco de metana.

Estas atmosferas são obtidas por processos endotérmicos, quando a relação do ar para o gás é baixa (ordem 2,5:1) e há necessidade de uma fonte externa de calor para manter a reação, ou processos exotérmicos, quando a relação ar:gás é mais elevada a reação desprendendo grande quantidade de energia, suficiente para o prosseguimento da mesma.

A composição dos gases obtidos, pode ser vista no gráfico da Figura VII-35, para a queima de gases naturais.



CONSTITUINTES DE GASES PROTETORES SEM NITROGÊNIO, QUE É O RESTANTE

FIG. VII — 35

Em tôdas as atmosferas o teor de H_2O é crítico, e o vapor d'água deve ser eliminado até atingir um ponto de orvalho que indique um teor abaixo daquêle prejudicial ao acabamento das peças que devem ser tratadas sob essa atmosfera.

Atmosferas especiais para cementação são produzidas por vaporização de óleos (terebentina, óleo de linhaça), querosene ou álcool isopropílico e combinações dêles, ou com metana, etana ou propana-gases hidrocarbonetados. A etana tende a depositar carvão mais fàcilmente na superfície das peças e, portanto, quando êsse gás é empregado o contrôle da atmosfera deve ser mais rigoroso. Para a metana o gráfico da Figura IV-2 nos mostra o equilíbrio a diferentes temperaturas e teores de carbono do aço.

Em geral, as atmosferas produzidas por essa vaporizaçãc são diluídas por outros gases, geralmente os obtidos por reações exo ou endotérmicas com gases naturais.

A seguir, damos uma relação das utilizações em tratamentos térmicos, dos gases citados.

Hidrogênio - usado no recozimento de ferro silício, na solda tipo "brazing" de vários metais, em operações de sinterização: Não pode ser usado no recozimento de Cu, devido à presença de CuO que é reduzido, inutilizando a peça.
Recozimento de aços com alto carbono e cromo.

Azôto - limpeza de fornos antes de utilizar um gás inflamável (como o hidrogênio), recozimento brilhante do Cu, Fe, etc.
Não pode ser empregado no tratamento de Mo, Cr, Ti e Cb, pois torna-os quebradiços pela formação de nitretos.
Não é empregado quando se deseja impedir descarbonetação.

Amônia - recozimento brilhante de aço, "brazing" por cobre de aços inoxidáveis (sem titânio ou columbio). Substitui o hidrogênio, nos tratamentos rápidos, para impedir descarbonetação.

Gás de amônia dissociada - Substitui muito bem o hidrogênio.

Gases queimados - recozimento brilhante "brazing". Descarboneta aços de alto carbono quando não é puro, isto é, contém CO_2 e ou H_2O. Nêsses casos pode ser enriquecido com propana. Recozimento de Cu, latão, bronze. Usado como gás de suspensão ou diluição de propana ou metana para cementação de aços e, também, na regeneração de carbono em peças descarbonetadas.

FORNOS DE BANHO DE SAL

Para baixas temperaturas são empregados fornos de aquecimento indireto - resistências externas ou internas, como os das Figuras VII-10 e VII-11 e, para altas temperaturas, até 1400°C, fornos de eletrodos.

Nêstes últimos, no início do aquecimento, o sal deve ser fundido, pelo menos em parte, por um meio qualquer, pois os sais no estado sólido não são condutores.

Os eletrodos que são de ferro ou aço doce, são fixados na borda do fôrno, e as distâncias entre êles e as paredes devem poder ser reguladas. A colocação dos mesmos é estudada para ficar em região onde não são colocadas peças, de maneira a estas influirem pouco na condutividade elétrica do conjunto.

Os eletrodos, também, não devem apresentar grande resistência, em relação a do sal, para evitar que sejam mais aquecidos que o banho, o que diminui a vida dos mesmos.

O banho de sal é empregado devido a várias vantagens: aquecimento mais rápido, proteção superficial das peças, possibilidade de cementar e cianetar.

O aquecimento não é instantâneo, o que poderia causar um choque térmico nas peças, pois há sempre formação de uma camada de sal solidificado sôbre a

peça, quando esta é imersa fria. A peça sofre um pré aquecimento até se dissolver essa camada. No entanto, para melhor prevenir êsse fenômeno as peças são pré-aquecidas até 100° ou mesmo 400°-500°C.

O aquecimento é feito, em geral, - colocando as peças nas bordas do fôrno. Êste procedimento traz, também, consigo uma economia de energia.

Como desvantagem, apresenta o gasto de sal, que é removido com as peças - e os perigos, de projeção de sal, nos operadores, por mistura de alguns sais ou no caso de imersão de peças úmidas.

Os gases desprendidos, também, muitas vêzes, são nocivos à saúde.

São empregados transformadores variáveis, para contrôle de temperatura, sendo utilizados voltagens de 4 a 30 volts.

A temperatura no banho é igualada devido a convecção e efeitos eletro-magnéticos entre os eletrodos.

As perdas por irradiação na superfície do banho são bastante grandes e crescem muito com a temperatura - Tabela VII-7. Os fornos devem, portanto, ser cobertos com tampas de material refratário.

TABELA VII - 7
REPARTIÇÃO DE PERDAS TÉRMICAS

Temperatura °C	Perdas térmicas Kw/dm^2		Relação
	Superfície radiante livre	Paredes Isoladas	
593	0,315	0,0162	19,3
732	0,54	0,0205	26,3
871	0,98	0,0260	37,9
1 010	1,64	0,03	54,0
1 148	2,37	0,0366	64,6
1 287	3,35	0,0420	79,3

Com essa mesma finalidade e para melhor conservar os sais, o banho, em geral, é recoberto com grafite.

Na Tabela VII-8 são encontradas as composições, temperaturas de fusão e faixa de emprêgo de vários sais para tratamento térmico.

TABELA VII-8

Zona de temperatura de uso recomendado °C	650 630 650 815 760	890 925 925 1095	1340 1260	955	955 955 955 955 955	955 955 955 675 675
	160 280 400 620 510	735 675 760 815	1035 955	705	705 840 815 705 815	815 815 525 525
Temperatura de fusão °C	140 220 370 649 480	675 595 703 760	980 870	620	620 620 620 620 620	620 620 495 495
KCN Cianeto de potássio				98 mín	($BaCO_3$)	98 45
Na_2CO_3 Carbonato de Sódio	30 50			4 máx 4 máx	20 30 20 30 10 15 15 25 5 10	
$NaCN$ Cianeto de sódio	15 40			98 mín	35 40 45 50 30 40 70 80 60 90 40 50 30 40 55 65	
$CaCl_2$ Cloreto de cálcio	48 355					
KNO_3 Nitrato de potássio	50 60 50 60					
$NaNO_2$ Nitrito de sódio	40 50					
$NaNO_3$ Nitrato de sódio	40 50 98 mín					
$BaCl_2$ Cloreto de bário	25 35	50 60 70 80 80 90	98 mín 92 98		40 50 15 35	
KCl Cloreto de potássio	45 55 20 30			5 10		30 70
$NaCl$ Cloreto de sódio	30 40 15 25	45 55 15 25 20 30 10 20	4 8 4 máx		15 25 20 30 10 15 15 25 40 50	

BIBLIOGRAFIA

1) PERRET, R. - La Fonderie des Alliages Légeres - Dunod - 1948

2) PASCHKIS, V - Les Fours Electriques Industriels - 1952

3) JENKINS, I. - Les Atmospheres Controlées dans de traitment thermique des metaux - Dunod - 1953

4) TRINKS, W. - Industrial Furnaces - Willys - 1951

5) HOTCKHINS, A.G. e WEBBER, H.M. - Proctetive Atmospheres - Willey - 1953

6) KNOWLTON, A.E. - Manual "Standard" del Ingeniero Electricista - vol. I e II Labor - 1953

7) GROSSO, M.J. - L'économie de combustible par l'isolement thermique des fours - R.Metallurgie - Jan.1945

8) BUTTS, A. - Metallurgical Problems - McGraw -1943

9) SHERRY, R.H. - Steel Treating Practice - McGraw - 1929

10) A.S.M. - Metals Handbqok - 1948

11) GRISWOLD, J. - Fuels combustion and furnaces - McGraw - 1946

12) OTTO, C.A. - Electric Furnaces - G. Newnes - 1958

13) MANUAL KANTHAL

14) MAINARDIS, M. - I Forni Elettrici - Hoepli - 1953

15) DE SMET, G. - La Pratique des Traitments thermiques des Metaux Industrials - Dunod - 1957

16) ROSSEAU, L.B. - Basic Principles of Eletrode Typs - Salth Bath Furnace reprint from Metal Treating

17) SPENCER, L.J. - The salt Bath as Production Tool - reprint from Steel Processing - 1953

18) HENRY BEZY G. - Le chauffage Haute - frequences - Dunod - 1948

19) A.C.E.C. - Chauffage par induction - cat.Charleroi

20) NORTON HEATING ELEMENTS - catálogo

21) DONALD Q. K. - Process Heat transfer - Mc Graw - 1950.

ADENDO 1

MÉTODO DE DETERMINAÇÃO DA TEMPERABILIDADE DE AÇOS

NORMA RECOMENDADA SAE
Segundo
"SAE Handbook 1959"

Relatório da divisão de Ferro e Aço aprovado em 12 de janeiro de 1942 e revisado por último em maio de 1958, pelo Comitê do "Ferro e Aço".

Esta Norma Reccmendada SAE padroniza a execução dos ensaios de temperabilidade e o registro de seus resultados.

Também incluso está o modêlo de mapas para lançamentos dos resultados de ensaios de temperabilidade e previsão das curvas U para diversos diâmetros de barra.

Para ensaios rotineiros da temperabilidade de partidas sucessivas de aço que devem ter sua temperabilidade mantida entre certos limites, é suficiente indicar a temperabilidade em têrmos de distância da ponta temperada até o ponto em que certa dureza é obtida.

Também pode ser usada esta notação para os casos em que se quer comparar aços de composição diferente a fim de se verificar semelhança de temperabilidade.

Os limites de temperabilidade, para a especificação de aços dêste modo, são obtidos medin-

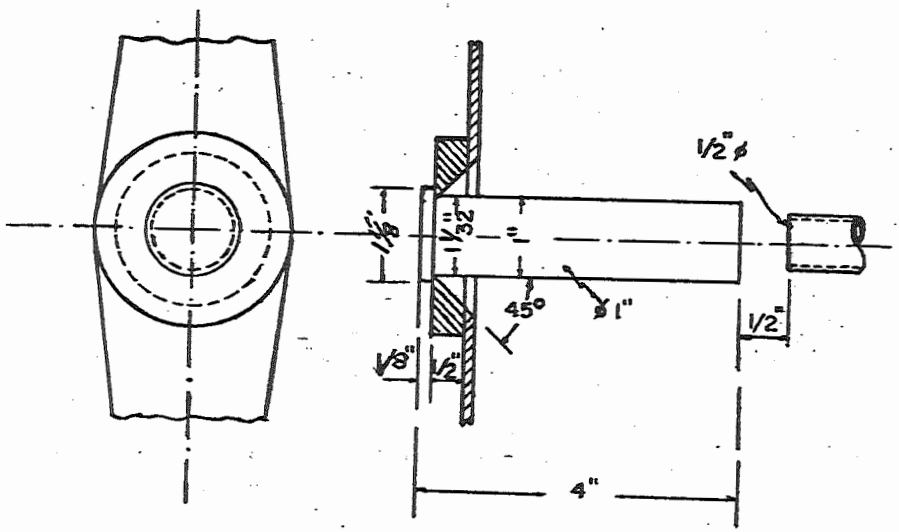
do-se a temperabilidade de um aço que foi provado satisfatório para a finalidade em vista. O ensaio de temperabilidade pode ser usado desta maneira como ensaio puramente empírico.

Os dados de temperabilidade podem ser usados para se fazer uma estimativa da dureza que se pode obter com um certo aço, para novas peças de máquinas que não estão ainda em produção, e que não são semelhantes a qualquer outras em que se tenha experiência de produção. Vários métodos são descritos nas referências, no fim dêste trabalho.

Podemos ver que nenhum dêstes métodos é de precisão, mas são de grande ajuda para se fazer estimativas. São necessárias medidas de verificação nas próprias peças.

PROCEDIMENTO DO ENSAIO

Procedimento com corpos de prova padrão para determinação de temperabilidade (Figura nº 1).

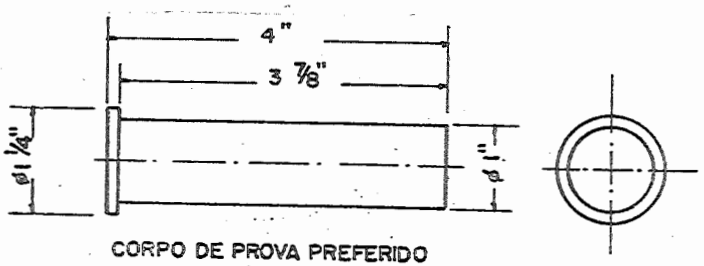


CORPO DE PROVA NO DISPOSITIVO DE TÊMPERA

FIG.- 1

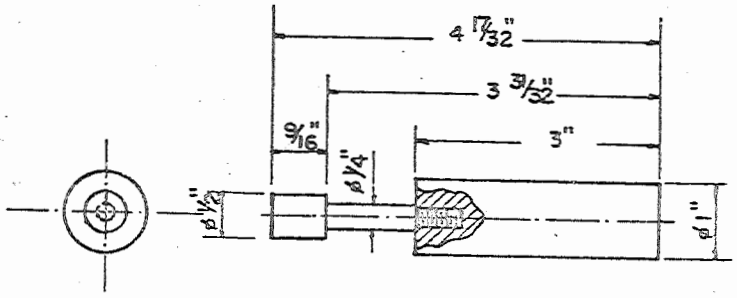
Qualquer ensaio de temperabilidade, feito sob condição diferente das dadas nêste Método Recomendado SAE, não será considerada PADRÃO e estará sujeito a acôrdo prévio entre o fornecedor e o interessado. Quando qualquer ensaio de verificação se fizer necessário, todos os laboratórios envolvidos utilizarão o mesmo tipo de corpo de prova em relação ao formato da peça padrão (Figuras nºs 2, 3 e 4) e a técnica de esmerilhamento na preparação das superfícies para medida da dureza. Ver secção medida de dureza.

CORPO DE PROVA - O corpo de prova é um cilindro com diâmetro de 1", 4" de comprimento, com ressalto ou outro meio que lhe permita ser dependurado numa posição vertical para a têmpera de extremidade.



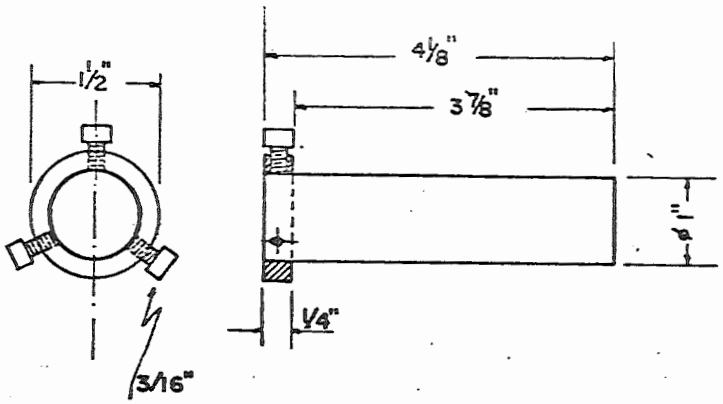
CORPO DE PROVA PREFERIDO

FIG.-2



CORPO DE PROVA ÓPCIONAL PARA TESTE A

FIG.- 3



CORPO DE PROVA OPCIONAL PARA TESTE B

FIG.- 4

A figura Nº 1 mostra um corpo de prova no dispositivo pronto para a têmpera, ilustrando o tipo de corpo de prova preferido, assim como duas formas optativas, nas Figs. 2, 3 e 4.

A barra da qual o corpo de prova é usinado deve ser forjada ou perfilada num cilindro de 1 1/4" representando uma seção completa da peça. Uma peça fundida pode ser usada substituindo uma peça laminada ou forjada. É de importância primordial que a amostra represente a seção total, já que qualquer tentativa de se obter corpos de prova para ensaios a partir de peças maiores pode introduzir fatôres de êrro tais que os resultados não possam ser reproduzidos. Deve-se cuidar para que a barra a partir da qual o corpo de prova será usinado não tenha sofrido descarbonetação tal, nas fases de trabalho anteriores, que venha alterar a estrutura do corpo de prova.

PREPARAÇÃO DO CORPO DE PROVA OPTATIVO

O método abaixo é satisfatório para a maioria das finalidades mas, para verificação de espe-

cificações, o método explicado no parágrafo acima é obrigatório.

O corpo de prova será usinado a partir do centro de uma barra no caso de perfis de 1 1/4" a 2" redondo ou quadrado. Em perfis maiores que 2", o corpo de prova será usinado a partir da meia seção, a meio caminho entre o centro e a superfície da barra, e marcado para se identificar a posição da barra do corpo de prova em relação à barra original.

As leituras de dureza serão feitas de ambos os lados do corpo de prova correspondente a uma posição na barra, aproximadamente meio caminho entre o centro e a superfície.

NORMALIZAÇÃO ANTERIOR AO AQUECIMENTO PARA A TEMPERA DE EXTREMIDADE

As peças forjadas ou perfiladas devem ser normalizadas antes de ser usinadas. Isto é de importância, já que a estrutura do material antes da têmpera pode afetar, materialmente, as características da temperabilidade. Para que as variações de estrutura prévia possam ser controladas tanto quanto possível, as temperaturas de normalização que figuram na Tabela I devem ser usadas. O aço deve ser mantido em tal temperatura durante 1 hora e resfriado em ar parado. Se a peça normalizada fôr dura demais, poderá sofrer um breve aquecimento cêrca de 35°C abaixo do Ac_1 para melhorar a usinagem. Peças fundidas não são, usualmente, normalizadas antes da têmpera.

A ficha de lançamento dos resultados de temperabilidade deve dar sempre o histórico térmico prévio da amostra testada.

AQUECIMENTO PARA A "TEMPERA DE EXTREMIDADE"

O corpo de prova será aquecido à temperatura de austenitização mostrada na Tabela I. O corpo de prova será colocado num fôrno que está na temperatura especificada e será mantido nessa temperatura por 30 minutos. (Em ensaios de produção, tempo um pouco maior, até 35 minutos, pode ser usado, sem alterar os resultados de um modo apreciável). É necessário determinar por meio de um par termo-elétri-

[illegible] o tempo necessário para um corpo de prova atinja a temperatura do fôrno, para poder satisfazer [illegible] modo preciso os requisitos de tempo e temperatura especificados acima.

É importante que, enquanto o corpo de prova esteja aquecido, se tome o cuidado para que o meio em que êle está, seja tal que não haja, qualquer formação de escamas, quer descarbonetação na extremidade a ser temperada. É conveniente uma atmosfera protetora adequada no forno, para satisfazer essas especificações. Na ausência de tal atmosfera, o corpo de prova será colocado numa caixa conveniente e colocado com a extremidade inferior sôbre um disco de carbono ou de grafita.

A Figura nº 5 ilustra o tipo de caixa que tem sido usado com sucesso; entretanto, qualquer tipo semelhante é satisfatório.

TÊMPERA

O corpo de prova será colocado num dispositivo tal que uma coluna de água de 4,4 a 29, 4°C possa ser dirigida contra a extremidade inferior da peça. A coluna de água passando através de uma abertura com 1/2 polegada de diâmetro deve subir a uma altura livre de 2,5" acima da abertura.

O dispositivo deve ser secado antes de cada prova.

Na realização do teste, a fonte de água deve ser desligada por meio de uma válcula de ação rápida e o corpo de prova colocado quente no dispositivo, de modo que a extremidade inferior esteja a 1/2" da extremidade do cano de água e, então, a água será ligada novamente. O tempo entre a retirada do corpo de prova do forno e o começo da têmpera não deve exceder a 5 segundos. O corpo de prova permanecerá no dispositivo durante um tempo nunca inferior a 10 minutos. Manter-se-á o ar circunvizinho parado durante o resfriamento.

DISPOSITIVO PARA PROTEÇÃO DA BARRA, EM LIGA RESISTENTE AO CALOR

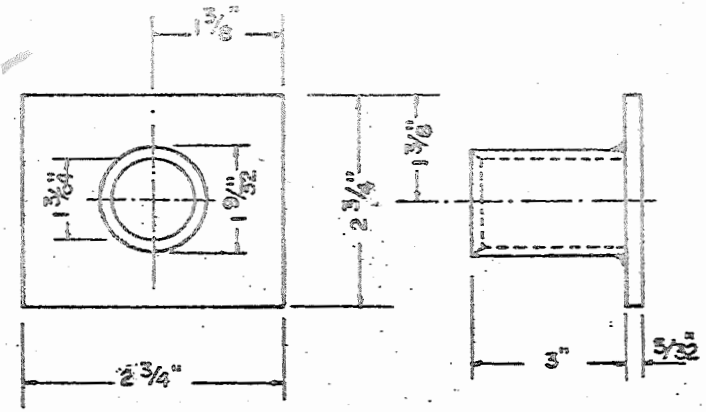


FIG.— 5

TABELA I

TEMPERATURAS DE NORMALIZAÇÃO E DE TÊMPERA RECOMENDADAS PARA TÊMPERAS DE EXTREMIDADE

C%	Temp. de Normalização	Temp. de Austenitização
Para aços das séries 1000, 1300, 3100, 3200, 4000, 4100, 4300, 4600, 5000, 5100, 6100, 8600, 8700, 9400, 9700, 9800, 9900.		
Até 0,25 incl.	927 ± 5°C	927 ± 5°C
0,26 até 0,36 incl.	899 ± 5°C	871 ± 5°C
0,37 acima	871 ± 5°C	843 ± 5°C
Aços da série 2300, 2500, 3300, 4800, 9200		
Até 0,25	927 ± 5°C	843 ± 5°C
0,26 a 0,36	899 ± 5°C	816 ± 5°C
0,37 acima	871 ± 5°C	801 ± 5°C
0,50 acima (9200)	899 ± 5°C	871 ± 5°C

MEDIDA DE DUREZA

Duas superfícies planas afastadas de 180° serão esmerilhadas ou retificadas ao longo do comprimento total da barra e a dureza Rockwell C medida ao longo do comprimento da barra.

A preparação das duas superfícies planas deve ser feita com um cuidado considerável.

Elas devem ser paralelas entre sí e a retificação ou esmerilhamento feito de modo que não haja nenhuma mudança da estrutura temperada da peça.

De modo a poder determinar qualquer têmpera devido ao esmeril, se empregará o seguinte reagente sôbre as superfícies planas:

Reagente nº 1 5% HNO_3 (conc.) e 95% H_2O em vol.

Reagente nº 2 50% HCl (conc.) e 50% H_2O em vol.

Lavar a amostra em água quante. Atacá-la por imersão na solução nº 1 até que esteja preta. Lavar em água quente. Atacar por imersão na solução nº 2 durante 3 segundos. Lavar em água quente. Secar em secador de ar.

A presença de áreas mais claras ou mais escuras indicam que a dureza e a estrutura forma modificadas no esmerilhamento.

Tôdas as mudanças causadas devem ser removidas; isto pode ser feito desbastando-se um pouco mais a superfície já feita, ou fazendo superfícies novas e depois atacando novamente antes de fazer as medidas de dureza.

Comoum método optativo podemos proceder a uma retificação sem centro de 0,970 até 0,965 polegadas antes de fazermos as leituras de dureza. As instruções que tratam do ataque para determinar mudanças de estrutura também se aplicam nêsse caso. O bloco em V usado para descanso do corpo de prova deve ter sua linha de centro exatamente debaixo da ponta do penetrador e deverá ter um ângulo de 120°. O medidor de dureza Rockwell deve ser verificado com blocos padrões antes de se proceder às medições

sôbre o corpo de prova.

As leituras devem ser feitas cada 1/16" na primeira polegada podendo, nas últimas 2 polegadas, ser feitas a vontade do observador. Quando utilizamos como base uma superfície plana na qual foram feitas medidas, as irregularidades devidas à indentação devem ser removidas a menos que o dispositivo tenha sido planejado para acomodar as irregularidades devidas às medidas.

Quando as leituras de dureza são feitas, os corpos de prova descansam sôbre uma das suas superfícies planas, num "dispositivo" firmemente fixado ao medidor de dureza. É importante que nenhum movimento vertical seja permitido quando a carga maior é aplicada. É recomendado que o "dispositivo" seja construído para mover o corpo de prova em baixo do penetrador em passos precisos de 1/16 de polegada. As figuras 6, 7 e 8 ilustram os "dispositivos" comumente empregados (1). Todos êles têm sido satisfatórios. O tipo mais simples tem um parafuso de 3/8" a 16 filetes por polegada, de modo que a cada volta do parafuso corresponde um avanço de 1/16 de polegada.

Deve-se tomar cuidado na coincidência da primeira leitura com a extremidade temperada do corpo de prova, assim como nos passos subsequentes. Os métodos da determinação de resultado e do índice, de temperabilidade são afetados por inexatidões, nêsses resultados.

LANÇAMENTO DOS RESULTADOS

Os resultados devem ser lançados num mapa padrão preparado para essa finalidade (Figura 9), nos quais as ordenadas representam durezas e as abscissas representam distâncias da extremidade temperada. Deve-se tirar o valor médio das leituras feitas à mesma distância, e os valores resultantes lançados para determinação da curva.

A figura 9 mostra a folha padrão para lançamento das curvas de temperabilidade.

(1) Estas fotografias nºs. 6,7 e 8 não constam dêste trabalho.

ENSAIO DE ENDURECIBILIDADE PELA TÊMPERA PARA AÇO, SEGUNDO A.S.T.M. A245–45T

TIPO	AMOSTRA Nº	TAMANHO DE GRÃO	C	Mn	P	S	Si				TEMP. DE NORM.	TEMPERAT. DE TÊMPERA

OBSERVAÇÕES

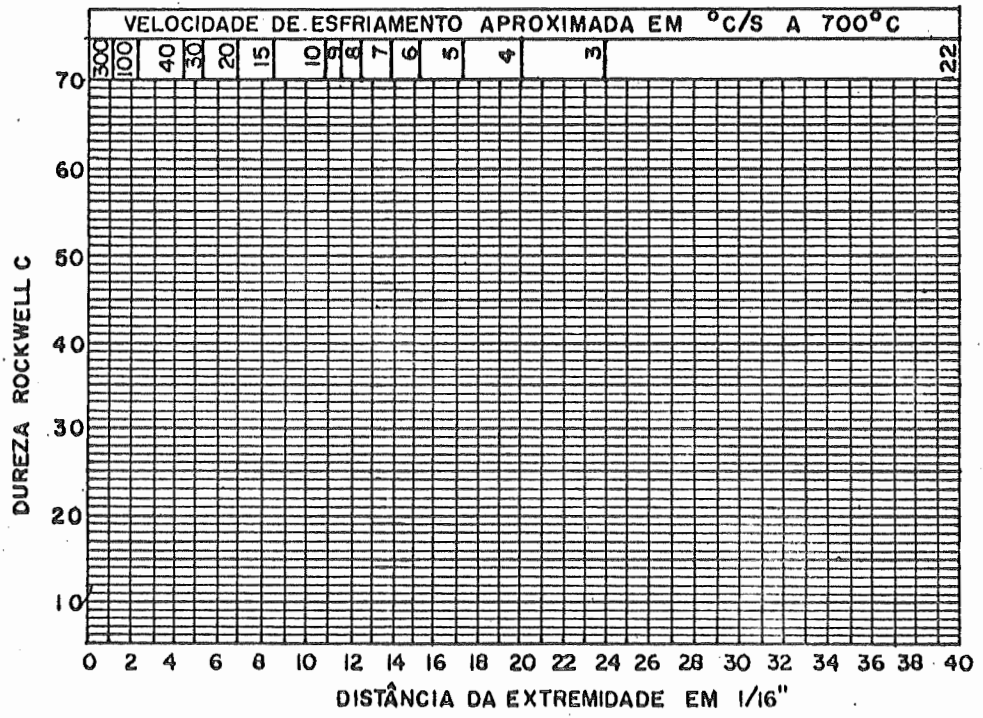
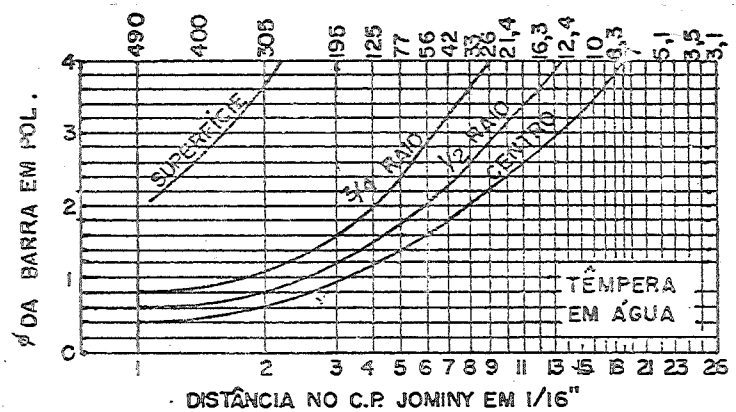
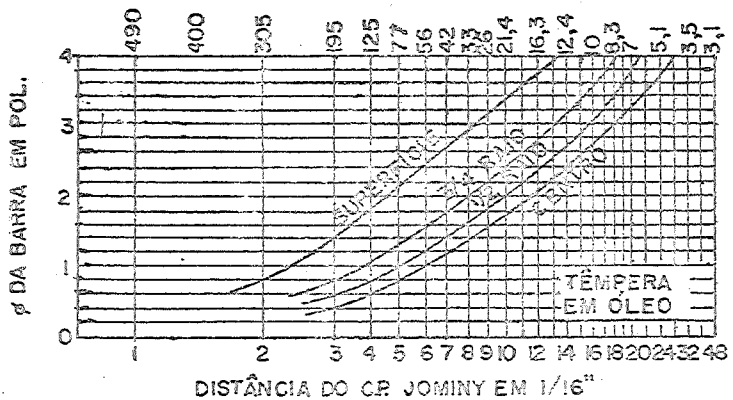

VELOCIDADE DE ESFRIAMENTO APROXIMADA EM °C/S A 700°C
300
100
40
30
20
15
10
9
8
7
6
5
4
3
22
DUREZA ROCKWELL C
70
60
50
40
30
20
10
0 2 4 6 8 10 12 14 16 18 20 22 24 26 28 30 32 34 36 38 40
DISTÂNCIA DA EXTREMIDADE EM 1/16"

FIG.– 9

CONSTRUÇÃO DAS CURVAS U DE TEMPERABILIDADE

Um mapa é também previsto para o uso das curvas de temperabilidade J, para a obtenção de curvas U para cilindros de várias dimensões quando temperados em óleo ou em água. A Figura 10 mostra êsse mapa. As curvas mostram as localizações dos pontos com mesma velocidade de esfriamento em função dos diversos pontos do corpo de prova Jominy.





CORRELAÇÃO DE IDÊNTICAS VELOCIDADES DE ESFRIAMENTO NO JOMINY E BARRAS REDONDAS TEMPERADAS.

FIG.-10

INDICE DE TEMPERABILIDADE

A temperabilidade do aço pode ser designada pelo uso de um ou outro dos códigos abaixo, sendo preferido o primeiro dêles.

Com o primeiro podemos designar a temperabilidade de um aço indicando a distância, ou as distâncias a partir da extremidade temperada, a partir da qual podemos obter a dureza desejável.

Exemplo: J 36 min = 8/16

Também podemos especificá-la como os limites de dureza máxima e mínima Rockwell C a uma certa distância da extremidade temperada.

Por exemplo: uma dureza pedida poderia ser especificada com

J 36 min = 8/16

ou no caso de restrições máxima e mínima poderia ser especificada sob a forma:

J 36 a 50 = 8/16

isto é, a uma distância de 8/16 da extremidade, devemos encontrar uma dureza mínima 36 e máxima 50.

A alternativa seria uma notação que indicasse a distância da extremidade temperada onde o número de dureza resfriado deve ocorrer. A notação pode indicar a distância máxima e mínima onde deve ser encontrada a referida dureza. A Tabela 2 indica as várias durezas Rockwell, em função do teor de Carbono.

Como exemplo, um aço liga com conteúdo de C médio de 0,34 poderia ter a especificação de J 45 = 4/16" o que quer dizer que o requisito mínimo para êste aço seria 45 RC a uma distância de 4/16" da extremidade temperada.

Se êsse aço fôsse um aço com limites máximo e mínimo de dureza, êsses limites poderiam

ser indicados da seguinte forma:

J 45 = 4/16 a 11/6

Além da notação de acôrdo com uma das especificações acima, pode também ser indicada a dureza máxima assim como a mínima à distância de 1/16". Êsses valores de dureza devem estar de acôrdo com o teor máximo e mínimo de Carbono.

CORPO DE PROVA SUBDIMENSIONADO

Para determinar a temperabilidade de aços recebidos em barras com diâmetro inferior a 1 1/4" o corpo de prova pode ser feito com diâmetro de 3/4, 1/2 ou 1/4 de polegada, como se desejar, e temperado de extremidade como para cilindro de 1". Tornam-se necessárias as modificações no orifício de água para cilindro de menos de 1" de diâmetro. Tais detalhes são dados na Tabela 3.

Como o ar resfria barras com diâmetro inferior a 1" com maior intensidade do que os corpos de prova padrão, as várias velocidades de esfriamento em função das distâncias da extremidade temperada não serão as mesmas.

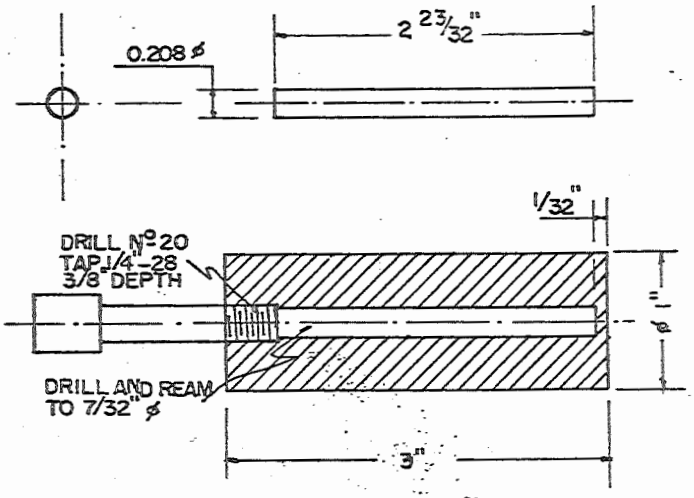
Se precisarmos de curvas de dureza padrão para êstes corpos de prova, tornar-se-á necessário fazer determinações de velocidades de esfriamento nos diversos pontos do corpo de prova en questão.

BARRAS DE ENCAIXE PARA TESTAR BARRAS DE AÇO PEQUENO DIAMETRO

Para peça com menos de 1/4" de diâmetro podemos usar o corpo de prova com barra de encaixe. Como acontece com as barras subdimensionais os resultados obtidos são comparáveis sòmente com os obtidos em provas feitas com o mesmo tipo de barra.

A velocidade do esfriamento em função das várias distâncias da extremidade temperada de corpos de provas com menos de 1" de diâmetro não foi ainda determinada. Pode-se adiantar que devido ao

aumento do resfriamento devido ao ar, a medida que o diâmetro do corpo de prova diminui a curva de velocidade de resfriamento em função da distância dêstes corpos de prova não será a mesma que para os de 1". Por conseguinte, êstes corpos de prova menores servem apenas para comparar empìricamente partidas sucessivas de aço. Os corpos de prova são usinados como na Figura nº 11, sendo o furo levemente maior que o corpo de prova. Isto provê um espaço anular que será preenchido com uma liga de baixo ponto de fusão (1) assegurando o contato térmico entre o corpo de prova e seu envólucro.



BARRA DO TIPO INSERIDO PARA PEQUENOS DIÂMETROS

FIG. 11

Na prática, aquece-se o envólucro cilíndrico até uma temperatura acima do ponto de fusão da liga, derrama-se a quantidade necessária desta (2), coloca-se o corpo de prova e parafusa-se o ca-

(1). A liga empregada normalmente é a liga de Woods cuja composição é a seguinte:
Bismuto 50% Chumbo 25% Estanho 25%
Ponto de fusão: 93°C (200°F)

(2) Cerca de 0,2g.

beçote apertando-se firmemente o corpo de prova contra o fundo da cavidade. O conjunto é então aquecido e temperado conforme o procedimento normalizado acima. Depois da têmpera o conjunto é aquecido em água fervente para fundir a liga e medida a dureza conforme procedimento normalizado.

TABELA 2

Nº de DUREZA conforme o teor de C

Teor médio de C	DUREZA R.C. (média)	
	AÇO LIGA	AÇO CARBONO
0,08 a 0,17	25	-
0,18 a 0,22	30	25
0,23 a 0,27	35	30
0,28 a 0,32	40	35
0,33 a 0,42	45	40
0,43 a 0,52	50	45
0,53 a 0,62	55	50

TABELA 3

ORIFICIOS PARA CORPOS DE PROVA SUBDIMENSIONADOS

DIAM. DO CORPO DE PROVA	ORIFICIO	DISTANCIA DO ORIFÍCIO A EXTREMIDADE TEMPERADA	ALTURA LIVRE DO JATO D'AGUA
3/4	1/2	1/2	2 1/2
1/2	1/4	3/8	4
1/4	1/8	1/4	8

TESTES DE TEMPERABILIDADE PARA AÇOS DE BAIXA TEMPERABILIDADE

USO DA BARRA PADRÃO

A peça padrão de 1" pode ser utilizada para determinar a temperabilidade de aços de baixa temperabilidade que não sejam aços carbono para ferramenta com uma modificação do levantamento de dureza. O modo de proceder para o preparo do corpo de prova antes das medidas de dureza é a mesma anteriormente descrita. Um "dispositivo" que permita uma medida bastante exata das distâncias é essencial.

Os valores de dureza são obtidos a partir de 1/16" até 1/2" a partir da extremidade temperada em intervalos de 1/32".

Além de 1/2" os intervalos são os mesmos que no corpo de prova normal. Para as leituras até 1/2" da extremidade temperada, duas séries de medidas de dureza são feitas, com intervalos de 1/16"; uma começando a 1/16" e sendo completada a 15/32" da extremidade temperada e, a outra começando a 3/32" e sendo completada a 15/32" da extremidade temperada.

Precisa-se obter somente dois planos se o dispositivo mecânico tiver no seu leito um modo de acomodar as irregularidades devido às medidas feitas em primeiro lugar. A segunda série de medidas é feita após ter virado o corpo de prova. Se o "dispositivo" não tiver seu leito sulcado, dois pares de superfícies planas devem ser obtidas, sendo os planos de cada par afastados de 180°. Os dois levantamentos de dureza são feitos em planos adjacentes. Para o lançamento dos resultados usa-se o mapa padrão estimado os 32 avos com bastante cuidado.

NORMA A.S.T.M. - É idêntica à SAE, com exceção do corpo de prova L, que é também normalizado.

ADENDO 2

BREVE ESTUDO PARA SELEÇÃO DOS AÇOS

Quando estudamos os aços ao carbono, ou comuns, vemos que suas propriedades variam principalmente com o teor dêste elemento, mas que outros fatôres influem, também, como sejam: processo de fabricação, tamanho de grão, velocidade de esfriamento, trabalhos mecânicos a que foram submetidos, e composição - outros elementos além do carbono.

Essas propriedades podem ser grandemente alteradas, por tratamentos térmicos, entre êles a têmpera.

Êsse tratamento se levado a efeito em peças grossas - diâmetro ou espessuras acima de aproximadamente 20 milímetros - não dá uma estrutura uniforme em tôda a secção da peça, e portanto suas propriedades variam também, grandemente, de ponto para outro.

Em grande maioria de aplicações, êsses aços satisfazem plenamente. Tanto isso é verdade que cêrca de 90% da produção mundial de aço, é dêsse tipo, mas em casos especiais, suas propriedades e características não são suficientes. Nêstes casos o emprêgo de aços especiais com elementos de liga são indicados, pois êsses elementos modificam grandemente as qualidades dos aços.

Podem então ser fabricadas peças de grande espessura com resistência elevada no interior, e textura relativamente homogênea em tôda a secção da peça.

A adição dos elementos especiais aos aços já é um fato bastante antigo; no entanto o desenvolvimento da técnica de fabricação e de seu emprêgo é relativamente recente, e ocorreu conjuntamente com o desenvolvimento da tecnologia e das aplicações, os materiais sendo sempre cada vez mais solicitados, além de dêles serem exigidas outras propriedades.

Para cada aplicação podemos escolher um aço que bem satisfaça as condições de emprêgo; essa escolha é às vêzes bastante limitada, e em outras vêzes, grande número de aços de composições as mais variadas, pode ser empregado.

As influências dos diferentes elementos já são razoavelmente bem conhecidas, e existe uma série de composições de aços já classificados, e estudados, como os dados pelas classificações da SAE, AISI, DIN, etc.

As propriedades dêsses aços são bastante conhecidas e seus valores médios podem ser encontrados em tabelas e gráficos, divulgadas pelos fabricantes ou outros pesquisadores.

Dependendo dos elementos introduzidos, os efeitos produzidos nos aços são os seguintes:

a)- Aumento da resistência com pequena alteração na resiliência - modificação do teor de carbono do eutetóide.

b)- Aumento de dureza - formação de solução sólida ou carbonetos.

c)- Aumento da resistência à oxidação ou corrosão, a altas ou baixas temperaturas, a umidade ou outros agentes químicos.

d)- Melhoria das propriedades mecânicas a altas ou baixas temperaturas.

e)- Aumento da resistência à abrasão ou desgaste.

f)- Modificação das propriedades magnéticas e elétricas.

g)- Modificação das características de tratamentos térmicos - alteração na temperatura e velocidades críticas de têmpera.

A influência dos elementos é grandemente alterada, quando mais de um elemento é adicionado, isto é, a ação de um elemento torna-se quase sempre bem mais nítida e eficiente na alteração de determinadas propriedades, quando um outro elemento é adicionado com o primeiro.

Quando adicionados aos aços os elementos

comportam-se de maneira diferente.

Se o teor de carbono é baixo, êles ou se dissolvem na ferrita, ou podem se apresentar no estado livre quando acima de certo teor, variável com o elemento. Alguns elementos se dissolvem preferencialmente na ferrita elevando a sua resistência: são o P, Si, Mn, Cr, W e Ni, Mo, e as influências podem ser verificadas pelo gráfico da fig. 1, quanto à dureza.

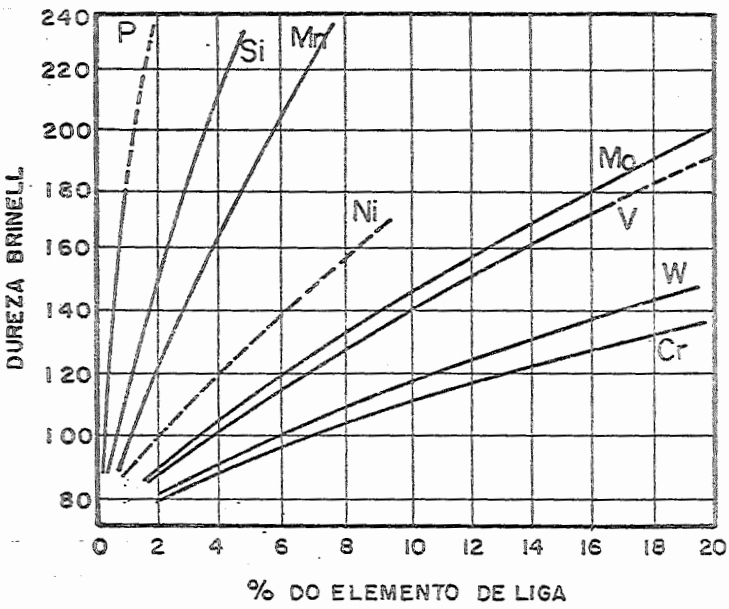


FIG.—1

Outros elementos têm tendência a formar carbonetos. Essa formação depende da qualidade do elemento adicionado e teor de carbono. O excesso de elemento existente para formar os carbonetos dissolve-se na ferrita. Formam-se em geral carbonetos complexos com ferro e outros elementos.

Entre os formadores de carbonetos temos os seguintes elementos: Ti, Cb, Zr, V, Mo, W, Cr e Mn.

Os carbonetos de Cr e V, são muito resis-

tentes ao desgaste; os de Mo, W e V são estáveis a altas temperaturas.

A dissolução dos carbonetos na austenita é, às vêzes, bem difícil sendo necessárias maiores temperaturas e tempo mais longo, de que para os aços mais comuns, para o fenômeno ocorrer. Como exemplo podem ser citados os aços rápidos que mesmo a temperatura de 1250°C ainda mantém boa parte de carbonetos não dissolvidos na austenita - cêrca de às vêzes 1/3 - dando ao aço após o esfriamento, maior dureza, resistência ao desgaste, e qualidades de corte melhores.

Alguns elementos têm tendência a elevar a temperatura em que ocorre o crescimentos dos grãos e são: Al, V, Cb, Cr, Mo e B.

Outros elevam a resistência à temperaturas elevadas e são: Cr, Mo, W e Co.

Entre os elementos que elevam a resistência à corrosão e oxidação temos: Cr, Si, Cu, P e Al.

Mais especificamente podemos citar rapidamente algumas influências exercidas pela adição de elementos de ligas nos aços.

Al - É um desoxidante sempre introduzido nos aços acalmados; controla o crescimento dos grãos quando, em teores de 0,01 a 0,05% é adicionado em aços oxidados, e a granulação permanece fina até temperaturas na faixa de 950-1000°C, crescendo depois abruptamente. Juntamente com o Cr está sempre presente nos aços para nitretar. Não tem tendência a formar carbonetos, sendo grafitizante. Aumenta a resistência à oxidação a altas temperaturas e também a resistência à corrosão.

B - Em proporção de milésimos por cento (0,001%) já exerce influência. Produz granulação fina, dá forjabilidade ao aço e aumenta grandemente a temperabilidade. Os teores geralmente utilizados são da ordem de 0,003 a 0,005%, sendo difícil a adição do elemento à liga.

Co - Aumenta a resistência à oxidação, como também aumenta a resistência a altas temperaturas. Fraca tendência a formar carbonetos. Reduz a temperabilidade dos aços.

Cr - É um desoxidante; dá ductilidade aos aços, aumenta a elasticidade, a resistência ao choque, a resistência a altas temperaturas, a resistência à abrasão e à corrosão. Apresenta tendência a formar carbonetos, mas não muito forte. No revenido aumenta a resistência ao amolecimento.

Cu - Em teores elevados - 0,05% - dificulta o caldeamento. Aumenta a ductilidade e a resistência à corrosão. Em teores da ordem de 1% já aparece separado em forma quase pura. Não tem tendência a formar carbonetos.

Mn - Empregado principalmente para neutralizar o efeito do enxôfre: aumenta a resistência da ferrita, reduzindo a plasticidade e aumentando a usinabilidade. Tem tendência fraca a formar carbonetos e aumenta muito a temperabilidade.

Mo - Eleva a resistência a altas temperaturas, o limite de fadiga ao choque, a resistência ao "creep" ou fluência, a resistência à corrosão em aços inoxidáveis e elimina a possível fragilidade de aços Cr-Ni, temperados e revenidos. Controla o crescimento dos grãos. Tem muito forte tendência a formar carbonetos. No revenido opõe-se ao amolecimento e da dureza secundária.

Ni - Eleva a resistência mecânica, a resistência à oxidação, a resistência ao limite elástico e o limite de fadiga. É empregado para austenitizar aços com alto teor de Cr. É grafitizante, não tendo tendência a formar carbonetos.

P - Empregado principalmente para elevar a usinabilidade; dá a fragilidade a frio, e aumenta a resistência à corrosão. Não tem tendência a formar carbonetos.

Pb - Empregado em teores da ordem de 0,2-0,3% para dar usinabilidade; praticamente não forma liga com o Fe.

S - Em combinação com o Mn, dá usinabilidade aos aços; sob a forma de SFe dá a fragilidade a quente.

Si - É um desoxidante; aumenta a resistividade elétrica, o limite elástico, a resistência à fadiga e a resistência à corrosão. É grafitizante enérgico, não tendo tendência a formar carbonetos.

Ti - Empregado para controlar o tamanho dos grãos dos aços; aumenta a resistência à abrasão, tendo forte tendência a formar carbonetos.

V - Refina o grão, dá resistência a altas temperaturas e resistência ao desgaste. Tem forte tendência a formar carbonetos. Em alguns casos diminui a temperabilidade.
No revenido opõe-se fortemente ao amolecimento e dá causa ao aparecimento de dureza secundária.

W - Age da mesma maneira que o Mo, mas com menor intensidade. Considera-se em geral, que cada duas partes de W podem ser substituídas por uma parte de Mo. Dá estrutura bastante fina aos aços temperados. No revenido age também da mesma maneira que o Mo.

Zr - Empregado para controlar o tamanho dos grãos dos aços; aumenta a resistência à abrasão, tendo forte tendência a formar carbonetos.

Todos êsses elementos influem grandemente nos diagramas de equilíbrio - composição e temperatura eutetóide, como também as outras linhas do diagrama, como é indicado nas figuras 2 a 5.

Dependendo dessas modificações e das estruturas que são obtidas, em geral, por esfriamento ao ar, os aços ligas podem ser classificados da seguinte maneira:

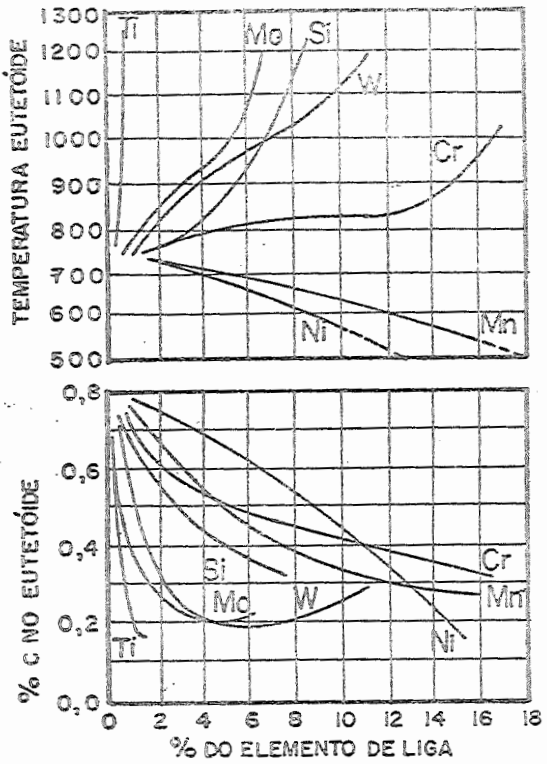


FIG.– 2

a) - Perlíticos - aços de baixo ou média liga, que podem apresentar junto com a perlita na sua estrutura, a ferrita ou a cementita, como os aços carbono comuns.

b) - Austeníticos - apresentam a temperatura ambiente, como constituinte, a austenita - como exceção essa estrutura é considerada nesta classificação, com esfriamento rápido ou em água. São em geral, aços com altos teores de elementos de liga: exemplo: 18% cromo e 8% níquel, 10 a 14% de Mn, etc.

c) - Ferríticos - o constituinte dêstes aços é geralmente a ferrita. Contém baixo teor de carbono,

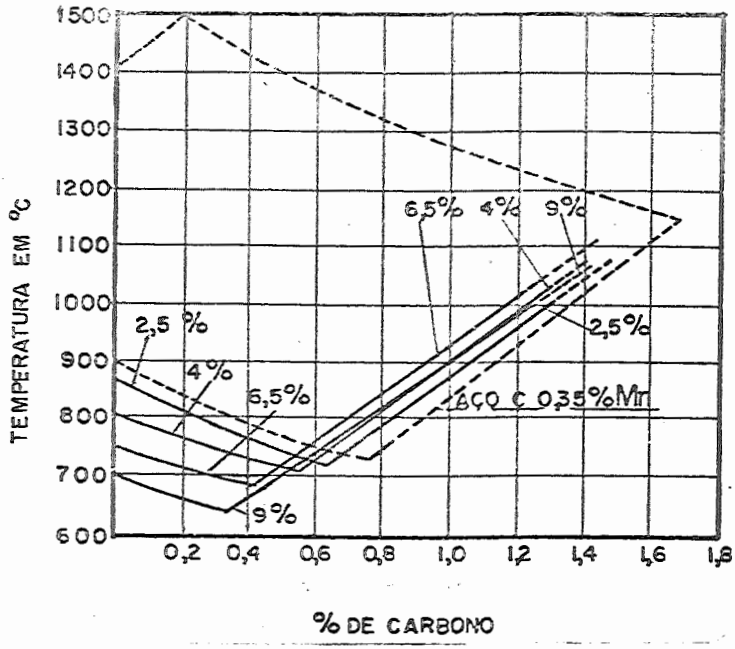

TEMPERATURA EM °C
1500
1400
1300
1200
1100
1000
900
800
700
600
0,2
0,4
0,6
0,8
1,0
1,2
1,4
1,6
1,8
% DE CARBONO
6,5%
4%
9%
2,5%
2,5 %
4%
6,5%
9%
AÇO C 0,35%Mn

FIG. - 3

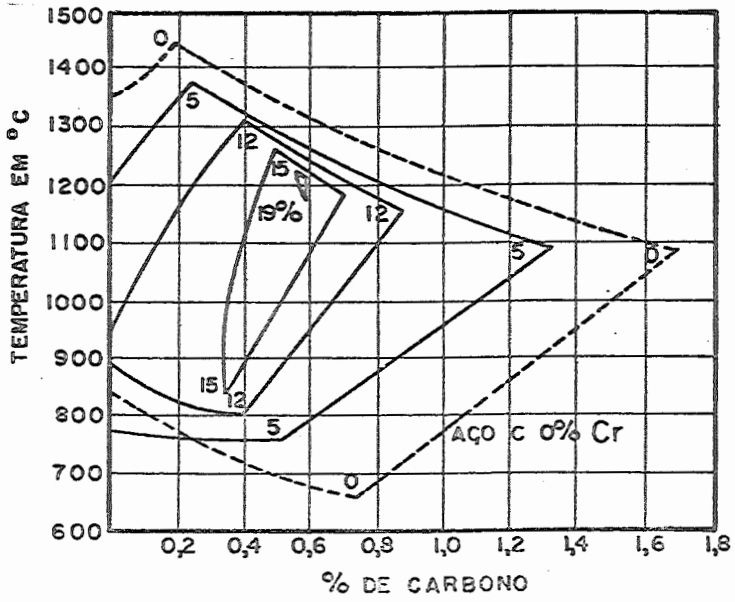

TEMPERATURA EM °C
1500
1400
1300
1200
1100
1000
900
800
700
600
0,2
0,4
0,6
0,8
1,0
1,2
1,4
1,6
1,8
% DE CARBONO
0
5
12
15
19%
12
5
0
15
12
5
0
AÇO C 0% Cr

FIG. - 4

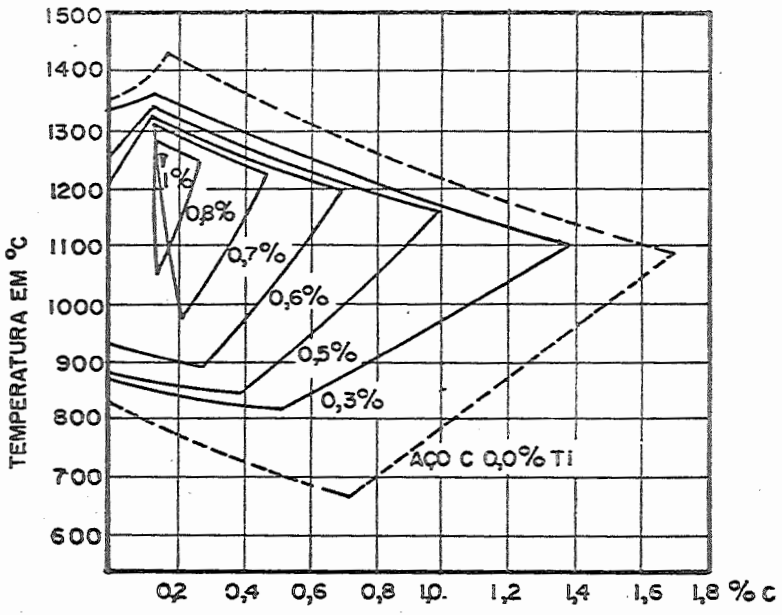


FIG.-5

Como exemplo temos: aços inoxidáveis ao cromo, aços ao Si, com 3 a 4% dêste elemento.

d) - Com Carbonetos - Apresenta carbonetos livres, mesmo com baixo teor de carbono. Como exemplo, temos: aços para trabalho a quente, aços rápi — dos, aços indeformáveis.

e) - Martensíticos - mesmo com resfriamento lento dão estrutura martensítica; são os aços de auto-têmpera, ou temperáveis ao ar. Como exemplo temos: aços Cr-Ni ou Cr-Ni-Mo auto-temperáveis e o inoxidável com 13% Cr e 0,3% C.

Os elementos de liga têm, também, repitamos, uma notável influência nos tratamentos térmicos e, em geral, a escôlha dos aços é feita tendo em vista essa influência, com o fito de obter às propriedades desejadas, nas peças que apresentam formas e dimensões as mais variadas. As outras propriedades que são observadas são: tenacidade, usinabili-

dade, resistência ao calor, indeformabilidade nos tratamentos, resistência à corrosão e à fadiga, e também, a parte econômica, procurando-se sempre empregar o material de mais baixo preço que satisfaz as condições impostas.

INFLUÊNCIA DAS INCLUSÕES

As inclusões de impurezas nos aços, se bem distribuidas e em pequena quantidade, pouca influência exercem nas propriedades, algumas até sendo benéficas para a usinabilidade - S, Mn e Pb - ou evitando crescimento de grãos, como as de Al_2O_3; outras são bastante nocivas, como as de S Fe, que ficam nos contornos de grão - tem muito baixo ponto de fusão - dando a fragilidade a quente nos aços.

No caso de aços tratados termicamente - temperados - as inclusões já são mais nocivas, causando concentrações de tensões, principalmente se o material deve ficar sujeito a esforços repetidos e se as inclusões estão na periferia da peça ou em suas proximidades.

Para peças de grande responsabilidade há necessidade então de um exame das inclusões quanto ao tipo, quantidade e distribuição.

Existem cartas para classificação das inclusões quanto a quantidade e tipo. Como exemplo, temos a da ASTM - Jerkontoret (fig. 6).

ESPECIFICAÇÕES DE AÇO DA S.A.E

AÇOS AO CARBONO

numero S.A.E.	LIMITES DE COMPOSIÇÕES QUIMICAS NOMINAIS				numero Corresp. A.I.S.I.
	% do carbono	% do manganes	fosforo máximo	enxôfre máximo	
1008	0,10 Máx	0,30-0,50	0,040	0,050	C1008
1010	0,08-0,13	0,30-0,50	0,040	0,050	C1010
1015	0,13-0,18	0,30-0,50	0,040	0,050	C1015
X1015 } 1016	0,13-0,18	0,60-0,90	0,040	0,050	C1016
1020	0,18-0,23	0,30-0,50	0,040	0,050	C1020
X1020 } 1022	0,18-0,23	0,70-1,00	0,040	0,050	C1022
1025	0,22-0,28	0,30-0,50	0,040	0,050	C1025
1030	0,28-0,34	0,60-0,90	0,040	0,050	C1030
1035	0,32-0,38	0,60-0,90	0,040	0,050	C1035
1040	0,37-0,44	0,60-0,90	0,040	0,050	C1040
1045	0,43-0,50	0,60-0,90	0,040	0,050	C1045
1050	0,48-0,55	0,60-0,90	0,040	0,050	C1050
1052	0,47-0,55	1,20-1,50	0,040	0,050	C1055
1055	0,50-0,60	0,60-0,90	0,040	0,050	C1060
1060	0,55-0,65	0,60-0,90	0,040	0,050	...
X1065 } 1066	0,60-0,71	0,80-1,10	0,040	0,050	C1066
1070	0,65-0,75	0,70-1,00	0,040	0,050	C1070
1080	0,75-0,88	0,60-0,90	0,040	0,050	C1080
1085	0,80-0,93	0,70-1,00	0,040	0,050	C1085
1095	0,90-1,05	0,30-0,50	0,040	0,050	C1095

Tabela II-1

AÇOS DE CORTE RAPIDO

numero S.A.E.	LIMITES DE COMPOSIÇÕES QUIMICAS NOMINAIS				numero Corresp. A.I.S.I.
	% do carbono	% do manganes	fosforo máximo	enxôfre máximo	
1111	0,08-0,13	0,70-1,00	0,07-0,12	0,10-0,15	B1111
1112	0,08-0,13	0,70-1,00	0,07-0,12	0,16-0,23	B1112
X1112 } 1113	0,08-0,13	0,70-1,00	0,07-0,12	0,24-0,33	B1113
1115	0,13-0,18	0,70-1,00	0,045 máx	0,10-0,15	C1115
X1314 } 1117	0,14-0,20	1,00-1,30	0,045 máx	0,08-0,13	C1117
X1315 } 1118	0,14-0,20	1,30-1,60	0,045 máx	0,08-0,13	C1118
X1330 } 1132	0,27-0,34	1,35-1,65	0,045 máx	0,08-0,13	...
X1335 } 1137	0,32-0,39	1,35-1,65	0,045 máx	0,08-0,13	C1137
X1340 } 1141	0,37-0,45	1,35-1,65	0,045 máx	0,08-0,13	C1141
1145	0,42-0,49	0,70-1,00	0,045 máx	0,04-0,07	...

Tabela II-2

AÇO AO MANGANES

LIMITES DAS COMPOSIÇÕES QUIMICAS NOMINAIS						
numero S.A.E.	% do carbono	% do manganes	fosforo máximo	enxôfre máximo	% do silicio	numero Corresp. A.I.S.I.
1320	0,18-0,23	1,60-1,90	0,040	0,040	0,20-0,35	A1320
1330	0,28-0,33	1,60-1,90	0,040	0,040	0,20-0,35	A1330
1335	0,33-0,38	1,60-1,90	0,040	0,040	0,20-0,35	A1335
1340	0,38-0,43	1,60-1,90	0,040	0,040	0,20-0,35	A1340

Tabela II-3

AÇO AO NIQUEL

LIMITES DAS COMPOSIÇÕES QUIMICAS NOMINAIS							
número S.A.A.	% do carbono	% do manganes	fosforo máximo	enxofre máximo	% do silicio	% do niquel	numero Corresp. A.I.S.I.
2315 } 2317	0,15-0,20	0,40-0,60	0,040	0,040	0,20-0,35	3,25-3,75	A2317
2330	0,28-0,33	0,60-0,80	0,040	0,040	0,20-0,35	3,25-3,75	A2330
2340	0,38-0,43	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	3,25-3,75	A2340
2345	0,43-0,48	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	3,25-3,75	A2345
2515	0,12-0,17	0,40-0,60	0,040	0,040	0,20-0,35	4,75-5,25	A2515

Tabela II-4

AÇOS NIQUEL CROMO

LIMITES DE COMPOSIÇÕES QUIMICAS NOMINAIS								
numero S.A.E.	carbono %	manganes %	fosforo máximo	enxofre máximo	silicio %	niquel %	cromo %	numero Corresp. A.I.S.I.
3115	0,13-0,18	0,40-0,60	0,040	0,040	0,20-0,35	1,10-1,40	0,55-0,75	A3115
3120	0,17-0,22	0,60-0,80	0,040	0,040	0,20-0,35	1,10-1,40	0,55-0,75	A3120
3130	0,28-0,33	0,60-0,80	0,040	0,040	0,20-0,35	1,10-1,40	0,55-0,75	A3130
3135	0,33-0,38	0,60-0,80	0,040	0,040	0,20-0,35	1,10-1,40	0,55-0,75	A3135
3140	0,38-0,43	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	1,10-1,40	0,55-0,75	A3140
X3140} 3141	0,38-0,43	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	1,10-1,40	0,70-0,90	A3141
3145	0,43-0,48	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	1,10-1,40	0,70-0,90	A3145
3150	0,48-0,53	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	1,10-1,40	0,70-0,90	A3150
3240	0,38-0,45	0,40-0,60	0,040	0,040	0,20-0,35	1,65-2,00	0,90-1,20	A3240
3312} 3310	0,08-0,13	0,45-0,60	0,025	0,025	0,20-0,35	3,25-3,75	1,40-1,75	E3310

Tabela II-5

AÇOS AO MOLIBDENIO

LIMITES DE COMPOSIÇÕES QUIMICAS NOMINAIS

numero S.A.E.	% do carbono	% do manganes	fosforo maximo	enxôfre maximo	% do silicio	% do niquel	% do cromo	% do molibdenio	numero Corres. A.I.S.
4023	0,20-0,25	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	. . . . .	0,20-0,30	A4023
4027	0,25-0,30	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	. . . . .	0,20-0,30	A4027
4032	0,30-0,35	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	. . . . .	0,20-0,30	A4032
4037	0,35-0,40	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	. . . . .	0,20-0,30	A4037
4042	0,40-0,45	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	. . . . .	0,20-0,30	A4042
4047	0,45-0,50	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	. . . . .	0,20-0,30	A4047
4063	0,60-0,67	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	. . . . .	0,20-0,30	A4063
4068	0,64-0,72	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	. . . . .	0,20-0,30	A4068
4119	0,17-0,22	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,40-0,60	0,20-0,30	A4119
4125	0,23-0,28	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,40-0,60	0,20-0,30	A4125
X4130 4130	0,28-0,33	0,40-0,60	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,10	0,15-0,25	A4130
4137	0,35-0,40	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,10	0,15-0,25	A4137
4140	0,38-0,43	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,10	0,15-0,25	A4140
4145	0,43-0,48	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,10	0,15-0,25	A4145
4150	0,46-0,53	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,10	0,15-0,25	A4150
4320	0,17-0,22	0,45-0,65	0,040	0,040	0,20-0,35	1,65-2,00	0,40-0,60	0,20-0,30	A4320
X4340 4340	0,38-0,43	0,60-0,80	0,040	0,040	0,20-0,35	1,65-2,00	0,70-0,90	0,20-0,30	. . .
4615	0,13-0,18	0,45-0,65	0,040	0,040	0,20-0,35	1,65-2,00	. . . . .	0,20-0,30	A4615
4620	0,17-0,22	0,45-0,65	0,040	0,040	0,20-0,35	1,65-2,00	. . . . .	0,20-0,30	A4620
4640	0,38-0,43	0,60-0,80	0,040	0,040	0,20-0,35	1,65-2,00	. . . . .	0,20-0,30	A4640
4815	0,13-0,18	0,40-0,60	0,040	0,040	0,20-0,35	3,25-3,75	. . . . .	0,20-0,30	A4815
4820	0,18-0,23	0,50-0,70	0,040	0,040	0,20-0,35	3,25-3,75	. . . . .	0,20-0,30	A4820

Tabela 1146

AÇOS AO CROMO

LIMITES DE COMPOSIÇÕES QUIMICAS NOMINAIS							
numero S.A.E.	% do carbono	% do manganes	fosforo maximo	enxôfre máximo	% do silicio	% do cromo	numero Corresp. A.I.S.I.
5120	0,17-0,22	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	0,70-0,90	A5120
5140	0,38-0,43	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	0,70-0,90	A5140
5150	0,48-0,55	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	0,70-0,90	A5150
52100	0,95-1,10	0,25-0,45	0,025	0,025	0,20-0,35	1,30-1,60	E52101

Tabela II-7

AÇOS CROMO-VANADIO

LIMITES DE COMPOSIÇÕES QUIMICAS NOMINAIS								
numero S.A.E.	% do carbono	% do manganes	fosforo máximo	enxôfre máximo	% do silicio	% do cromo	minimo vanadio	numero Corresp. A.I.S.I.
6150	0,48-0,55	0,65-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	0,80-1,10	0,15	. . . .

Tabela II-8

AÇO SILICO-MANGANES

LIMITES DE COMPOSIÇÕES QUIMICAS NOMINAIS						
numero S.A.E.	% do carbono	% do manganes	fosforo máximo	enxôfre máximo	% do silicio	numero Corresp. A.I.S.I.
9260	0,55-0,65	0,70-1,00	0,040	0,040	1,80-2,20	A9260

Tabela II-9

AÇOS CROMO-NIQUEL AUSTENITICOS
(não tratáveis têrmicamente)

numero S.A.E.	Tipo AISI	carbono	Mn máx.	Si máx.	fosforo	enxôfre	% de cromo	% de niquel	molibdenio	% de selenio	Titanio ou columbio
30615 Tipo 1	303	0,15 máx.	2,00	0,75	0,04 máx.	0,18-0,35	17,00-20,00	7,00-10,00	0,60 máx.	" " " " "	" " " " "
30615 Tipo 2	303	0,15 máx.	2,00	0,75	0,12-0,17	0,04 máx.	17,00-20,00	7,00-10,00	0,60 máx.	0,15-0,35	" " " " "
30705	321 347	0,08 máx.	2,50	1,50	0,03 máx.	0,03 máx.	17,00 min.	8,00 min.	" " " " "	" " " " "	0,40 0,40 min. min.
30805	316	0,10 máx.	2,50	0,75	0,03 máx.	0,03 máx.	16,00-18,00	10,00-14,00	2,00-3,00	" " " " "	" " " " "
30905	304	0,08 máx.	2,00	0,75	0,03 máx.	0,03 máx.	18,00-20,00	8,00-10,00	" " " " "	" " " " "	" " " " "
30915	302	0,08-0,15	2,00	0,75	0,03 máx.	0,03 máx.	17,00-20,00	7,00-10,00	" " " " "	" " " " "	" " " " "

Tabela 11-10

AÇOS INOXIDÁVEIS AO CROMO

numero S.A.E.	Tipo AISI	carbono	manganes máximo	silicio máximo	fosforo máximo	enxôfre	% de cromo	% de niquel	molib. máximo
51210	410	0,08-0,15	0,60	0,50	0,03	0,03 máx.	11,50-13,00	" " " " " "	" " "
51310	414	0,08-0,15	0,60	0,50	0,03	0,03 máx.	11,50-13,50	1,25-2,00	" " "
51335	420	0,25-0,40	0,60	0,50	0,03	0,03 máx.	12,00-14,00	" " " " "	" " "
51410	416	0,13 máx.	1,20	0,75	0,04	0,18-0,35	12,00-14,00	" " " " "	0,60
51710	430	0,12 máx.	0,60	0,50	0,03	0,03 máx.	16,00-18,00	" " " " "	" " "

Tabela 11-11

AÇOS AO CARBONO

designação A.I.S.I.	LIMITES DE PORCENTAGEM DAS COMPOSIÇÕES QUIMICAS			
	carbono	manganes	fosforo máximo	enxôfre máximo
C1006	0,18 máx.	0,25-0,40	0,040	0,050
C1012	0,10-0,15	0,30-0,60	0,040	0,050
C1013	0,11-0,16	0,60-0,90	0,040	0,050
C1017	0,15-0,20	0,30-0,60	0,040	0,050
C1019	0,15-0,20	0,70-0,00	0,040	0,050
C1023	0,20-0,25	0,30-0,60	0,040	0,050
C1034	0,32-0,38	0,50-0,80	0,040	0,050
C1038	0,35-0,42	0,60-0,90	0,040	0,050
C1041	0,36-0,44	1,35-1,65	0,040	0,050
C1043	0,40-0,47	0,70-1,00	0,040	0,040
C1051	0,45-0,56	0,85-1,15	0,040	0,050
C1054	0,50-0,60	0,50-0,80	0,040	0,050
C1057	0,50-0,61	0,85-1,15	0,040	0,050
C1059	0,55-0,65	0,50-0,80	0,040	0,050
C1062	0,54-0,65	0,85-1,15	0,040	0,050
C1064	0,60-0,70	0,50-0,80	0,040	0,050
C1065	0,60-0,70	0,60-0,90	0,040	0,050
C1069	0,65-0,75	0,40-0,70	0,040	0,050
C1075	0,70-0,80	0,40-0,70	0,040	0,050
C1078	0,72-0,85	0,30-0,60	0,040	0,050
B1006	0,08 máx.	0,45 máx.	0,07-0,12	0,060
B1010	0,23 máx.	0,30-0,60	0,07-0,12	0,060

Tabela 11-12

AÇOS CARBONO COM ENXOFRE

numero A.I.S.I.	LIMITES DE PORCENTAGEM DAS COMPOSIÇÕES QUIMICAS			
	carbono	manganes	fosforo máximo	enxôfre máximo
C1108	0,08-0,13	0,50-0,80	0,045	0,07-0,12
C1109	0,08-0,13	0,60-0,90	0,045	0,08-0,13
C1111	0,08-0,13	0,60-0,90	0,045	0,16-0,23
C1112	0,10-0,16	1,00-1,30	0,045	0,08-0,13
C1120	0,18-0,23	0,70-1,00	0,045	0,08-0,13
C1145	0,42-0,49	0,70-1,00	0,045	0,04-0,07
C1151	0,48-0,55	0,70-1,00	0,045	0,08-0,13

Tabela 11-13

AÇOS LIGAS

LIMITES DE PORCENTAGEM DAS COMPOSIÇÕES QUIMICAS								
número AISI	carbono	manganes	fosforo	enxôfre	silicio	niquel	cromo	molibdenio
A2335	0,33-0,38	0,60-0,80	0,040	0,040	0,20-0,35	3,25-3,75	. . . . .	. . . . .
E2512	0,09-0,14	0,45-0,60	0,025	0,025	0,20-0,35	4,75-5,25	. . . . .	. . . . .
E2517	0,15-0,20	0,45-0,60	0,025	0,025	0,20-0,35	4,75-5,25	. . . . .	. . . . .
E3316	0,14-0,19	0,45-0,60	0,025	0,025	0,20-0,35	3,25-3,75	1,40-1,75	. . . . .
A4024	0,20-0,25	0,70-0,90	0,040	0,035-0,050	0,20-0,35	. . . . .	. . . . .	0,20-0,30
A4028	0,25-0,30	0,70-0,90	0,040	0,035-0,050	0,20-0,35	. . . . .	. . . . .	0,20-0,30
E4132	0,30-0,35	0,40-0,60	0,025	0,025	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,10	0,18-0,25

Tabela 11-14

AÇOS LIGAS

COMPOSIÇÕES QUIMICAS EM PORCENTAGEM								
Numero AISI	carbono	manganes	fosforo	enxofre	silicio	niquel	cromo	molibdenio
E4135	0,33-0,38	0,79-0,90	0,025	0,025	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,10	0,18 - 0,25
E4137	0,35-0,40	0,79-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,10	0,18 - 0,25
A4142	0,40-0,45	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,10	0,15 - 0,25
A4147	0,45-0,50	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,10	0,15 - 0,25
A4317	0,15-0,20	0,45-0,65	0,040	0,040	0,20-0,35	1,65-2,00	0,40-0,60	0,20 - 0,30
E4337	0,35-0,40	0,60-0,80	0,025	0,025	0,20-0,35	1,65-2,00	0,70-0,90	0,20 - 0,30
E4340	0,38-0,43	0,60-0,80	0,040	0,040	0,20-0,35	1,65-2,00	0,70-0,90	0,20 - 0,30
A4608	0,06-0,11	0,40 máx.	0,040	0,040	0,25 máx.	1,40-1,75	. . . . .	0,15 - 0,25
E4617	0,15-0,20	0,45-0,65	0,025	0,025	0,20-0,35	1,65-2,00	. . . . .	0,20 - 0,27
E4620	0,17-0,22	0,45-0,65	0,025	0,025	0,20-0,35	1,65-2,00	. . . . .	0,20 - 0,27
A4621	0,18-0,23	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	1,65-2,00	. . . . .	0,20 - 0,30
E4640	0,38-0,43	0,60-0,80	0,025	0,025	0,20-0,35	1,65-2,00	. . . . .	0,20 - 0,27
A4812	0,10-0,15	0,40-0,60	0,040	0,040	0,20-0,35	3,25-3,75	. . . . .	0,20 - 0,30
A4817	0,15-0,20	0,40-0,60	0,040	0,040	0,20-0,35	3,25-3,75	. . . . .	0,20 - 0,30
A5045	0,43-0,48	0,70-0,80	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,55-0,75	. . . . .
A5120	0,20-0,33	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,10	. . . . .
A5132	0,30-0,35	0,60-0,80	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,05	. . . . .
A5135	0,33-0,38	0,60-0,80	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,05	. . . . .
A5145	0,43-0,48	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,70-0,90	. . . . .
A5147	0,45-0,52	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,90-1,20	. . . . .
A5152	0,48-0,55	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,90-1,20	. . . . .
E52095	0,95-1,10	0,25-0,45	0,025	0,025	0,20-0,35	. . . . .	0,40-0,60	. . . . .
E52099	0,95-1,10	0,25-0,45	0,025	0,025	0,20-0,35	. . . . .	0,90-1,15	. . . . .
E52101	0,95-1,10	0,25-0,45	0,025	0,025	0,20-0,35	. . . . .	1,30-1,60	. . . . .

Tabela 11-15

AÇOS LIGAS

COMPOSIÇÕES QUIMICAS EM PORCENTAGEM									
numero AISI	carbono	manganes	fosforo	enxofre	silicio	niquel	cromo	molibdenio	vanadio
A 6120	0,17-0,22	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,70-0,90	. . . . .	0,10 min.
A 6145	0,43-0,48	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,10	. . . . .	0,15 min.
A 6150	0,48-0,53	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,10	. . . . .	0,15 min.
E 6150	0,48-0,53	0,70-0,90	0,025	0,025	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,10	. . . . .	0,15 min.
A 6152	0,48-0,55	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	. . . . .	0,80-1,10	. . . . .	0,10 min.
A 9255	0,50-0,60	0,70-0,95	0,040	0,040	1,80-2,20	. . . . .	. . . . .	. . . . .	. . . . .
A 9261	0,55-0,65	0,75-1,00	0,040	0,040	1,80-2,20	. . . . .	0,10-0,25	. . . . .	. . . . .
A 9262	0,55-0,65	0,75-1,00	0,040	0,040	1,80-2,20	. . . . .	0,25-0,40	. . . . .	. . . . .
E 9310	0,08-0,13	0,45-0,65	0,025	0,025	0,20-0,35	3,00-3,50	1,00-1,40	0,08-0,15	. . . . .
E 9315	0,13-0,18	0,45-0,65	0,025	0,025	0,20-0,35	3,00-3,50	1,00-1,40	0,08-0,15	. . . . .
E 9317	0,15-0,20	0,45-0,65	0,025	0,025	0,20-0,35	3,00-3,50	1,00-1,40	0,08-0,15	. . . . .

Tabela II-16

AÇOS LIGAS

COMPOSIÇÕES QUIMICAS EM PORCENTAGEM								
numero AISI	carbono	manganes	fosforo	enxofre	silicio	niquel	cromo	molibdenio
A 8615	0,13-0,18	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8617	0,15-0,20	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8620	0,18-0,23	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8622	0,20-0,25	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8625	0,23-0,28	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25

Tabela II-17

AÇOS LIGAS

COMPOSIÇÕES QUIMICAS EM PORCENTAGEM								
Numero AISI	Carbono	manganês	fosforo	enxôfre	silicio	niquel	cromo	Molibdênio
A 8627	0,25-0,30	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8630	0,28-0,33	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8632	0,30-0,35	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8635	0,33-0,38	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8637	0,35-0,40	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8640	0,38-0,43	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8641	0,38-0,43	0,75-1,00	0,040	0,040-0,60	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8642	0,40-0,45	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8645	0,43-0,48	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8647	0,45-0,50	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8650	0,48-0,53	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8655	0,50-0,60	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8660	0,55-0,65	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,15-0,25
A 8720	0,18-0,23	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,20-0,30
A 8735	0,33-0,38	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,20-0,30
A 8740	0,38-0,43	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,20-0,30
A 8742	0,40-0,45	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,20-0,30
A 8745	0,43-0,48	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,20-0,30
A 8747	0,45-0,50	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,20-0,30
A 8750	0,48-0,53	0,75-1,00	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,40-0,60	0,20-0,30
A 9437	0,35-0,40	0,90-1,20	0,040	0,040	0,20-0,35	0,30-0,60	0,30-0,50	0,08-0,15
A 9440	0,38-0,43	0,90-1,20	0,040	0,040	0,20-0,35	0,30-0,60	0,30-0,50	0,08-0,15
A 9442	0,40-0,45	1,00-1,30	0,040	0,040	0,20-0,35	0,30-0,60	0,30-0,50	0,08-0,15
A 9445	0,43-0,48	1,00-1,30	0,040	0,040	0,20-0,35	0,30-0,60	0,30-0,50	0,08-0,15

Tabela 11-18

AÇOS LIGAS

COMPOSIÇÕES QUIMICAS EM PORCENTAGEM								
numero AISI	carbono	manganes	fosforo	enxôfre	silicio	niquel	cromo	molibdenio
A 9747	0,45-0,50	0,50-0,80	0,040	0,040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,10-0,25	0,15-0,25
A 9763	0,60-0,67	0,50-0,80	0,040	0 040	0,20-0,35	0,40-0,70	0,10-0,25	0,15-0,25
A 9850-	0,48-0,53	0,70-0,90	0,040	0,040	0,20-0,35	0,85-1,15	0,70-0,90	0,20-0,30

Tabela II-19

COMPOSIÇÃO DOS AÇOS EN
BRITISH STANDARDS INSTITUTION
-(1947) - INGLATERRA-

En	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	%
10	0.50/0.60	0.05/0.35	0.50/0.80	0.06 max	0.06 max	....	....	0.50/0.80	....
11	0.50/0.70	0.10/0.35	0.50/0.80	0.05 max	0.05 max	0.50/0.80	....	....	....
12	0.30/0.45	0.10/0.35	1.50 max	0.05 max	0.05 max	....	....	0.60/1.00	....
13	0.15/0.25	0.10/0.35	1.40/1.80	0.05 max	0.05 max	....	0.15/0.35	0.40/0.70	....
14A	0.15/0.25	0.10/0.35	1.30/1.70	0.06 max	0.06 max	0.25 max	....	0.40 max	....
14B	0.20/0.30	0.10/0.35	1.30/1.70	0.06 max	0.06 max	....	....	0.40 max	....
15	0.30/0.40	0.10/0.35	1.30/1.70	0.05 max	0.05 max	....	....	....	....
15A	0.30/0.40	0.05/0.35	1.30/1.70	0.06 max	0.06 max	....	....	....	....
15B	0.35/0.40	0.05/0.35	1.10/1.30	0.06 max	0.06 max	....	....	....	....
16	0.25/0.40	0.10/0.35	1.30/1.80	0.05 max	0.05 max	....	0.20/0.35	....	....
16A	0.25/0.30	0.10/0.35	1.30/1.80	....	....	....	0.20/0.35	....	....
16B	0.30/0.35	0.10/0.35	1.30/1.80	....	....	....	0.20/0.35	....	....
16C	0.35/0.40	0.10/0.35	1.30/1.80	....	....	....	0.20/0.35	....	....
17	0.30/0.40	0.10/0.35	1.30/1.80	0.05 max	0.05 max	....	0.35/0.55	....	....
18	0.35/0.45	0.10/0.35	0.60/0.95	0.05 max	0.05 max	0.80/1.10	....	....	....
18A	0.27/0.32	0.10/0.35	0.65/0.80	....	....	0.80/1.10	....	....	....
18B	0.30/0.35	0.10/0.35	0.65/0.80	....	....	0.80/1.10	....	....	....
18C	0.35/0.38	0.10/0.35	0.65/0.80	....	....	0.80/1.10	....	....	....
18D	0.38/0.43	0.10/0.35	0.65/0.80	....	....	0.80/1.10	....	....	....
19	0.35/0.45	0.10/0.35	0.50/0.80	0.05 max	0.05 max	0.90/1.50	0.20/0.40	....	....
19A	0.35/0.45	0.10/0.35	0.50/0.80	0.05 max	0.05 max	0.90/1.20	0.20/0.35	....	....
19B	0.35/0.40	0.10/0.35	0.50/0.80	....	....	0.90/1.20	0.20/0.35	....	....
19C	0.40/0.45	0.10/0.35	0.50/0.80	....	....	0.90/1.20	0.20/0.35	....	....

EN	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	%
20	0.22/0.50	0.10/0.50	0.40/0.70	0.05 max	0.05 max	0.50/1.50	0.40/1.00	0.30 max	.....
21	0.25/0.35	0.10/0.35	0.35/0.75	0.05 max	0.05 max	0.30 max	....	2,75/3,50	.....
22	0.35/0.45	0.10/0.35	0.50/0.80	0.05 max	0.05 max	0.30 max	....	3.25/3.75	.....
23	0.25/0.35	0.10/0.35	0.45/0.70	0.05 max	0.05 max	0.50/1.00	0.65 max	2.75/3.50	.....
24	0.35/0.45	0.10/0.35	0.45/0.70	0.05 max	0.05 max	0.90/1.40	0.20/0.35	1.30/1.80	.....
25	0.27/0.35	0.10/0.35	0.50/0.70	0.05 max	0.05 max	0.50/0.80	0.40/0.70	2.30/2.80	.....
26	0.36/0.44	0.10/0.35	0.50/0.70	0.05 max	0.05 max	0.50/0.80	0.40/0.70	2.30/2.80	.....
27	0.25/0.35	0.10/0.35	0.70 max	0.05 max	0.05 max	0.50/1.30	0.20/0.65	3.00/3.75	.....
28	0.25/0.40	0.10/0.35	0.70 max	0.05 max	0.05 max	0.75/1.50	0.20/0.65	3.00/4.50	.....
29	0.15/0.35	0.10/0.35	0.65 max	0.05 max	0.05 max	2.50/3.50	0.30/0.70	0.40 max	.....
30A	0.26/0.34	0.10/0.35	0.40/0.60	0.05 max	0.05 max	1.10/1.40	....	3.90/4.30	.....
30B	0.26/0.34	0.10/0.35	0.40/0.60	0.05 max	0.05 max	1.10/1.40	0.20/0.40	3.90/4.30	.....
31	0.90/1.20	0.10/0.35	0.30/0.75	0.05 max	0.05 max	1.00/1.60	....	.....	.....
33	0.10/0.15	0.10/0.35	0.30/0.60	0.05 max	0.05 max	0.30 max	....	2.75/3.50	.....
34	0.14/0.20	0.10/0.35	0.30/0.60	0.05 max	0.05 max	....	0.20/0.30	1.50/2.00	.....
35	0.20/0.28	0.10/0.35	0.30/0.60	0.05 max	0.05 max	....	0.20/0.30	1.50/2.00	.....
35A	0.20/0.25	0.10/0.35	0.30/0.60	....	....	....	0.20/0.30	1.50/2.00	.....
35B	0.23/0.28	0.10/0.35	0.30/0.60	....	....	....	0.20/0.30	1.50/2.00	.....
36	0.18 max	0.10/0.35	0.30/0.60	0.05 max	0.05 max	0.60/1.10	.....	3.00/3.75	.....
37	0.16 max	0.10/0.35	0.45 max	0.05 max	0.05 max	0.30 max	.....	4.50/5.20	.....
38	0.16 max	0.10/0.35	0.60 max	0.05 max	0.05 max	0.30 max	0.15/0.30	4.50/5.50	.....
39A	0.12/0.18	0.10/0.35	0.50 max	0.05 max	0.05 max	1.00/1.50	....	3.80/4.50	.....
39B	0.12/0.18	0.10/0.35	0.50 max	0.05 max	0.05 max	1.00/1.40	0.15/0.35	3.80/4.50	.....
40A	0.10/0.20	0.10/0.35	0.40/0.65	0.05 max	0.05 max	2.90/3.50	0.40/0.70	0.40 max	.....
40B	0.20/0.30	0.10/0.35	0.40/0.65	0.05 max	0.05 max	2.90/3.50	0.40/0.70	0.40 max	.....

EN	%C	% SI	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	%
40C	0.30/0.50	0.10/0.35	0.40/0.80	0.05 max	0.05 max	2.50/3.50	0.70/1.20	0.40 max	0.10/0.30 V
41	0.18/0.45	0.10/0.45	0.65 max	0.05 max	0.05 max	1.40/1.80	0.10/0.25	0.40 max	0.90/1.30 Al
45	0.50/0.65	1.50/2.00	0.70/1.00	0.05 max	0.05 max	....	....	....	....
45A	0.53/0.63	1.70/2.00	0.70/1.00	0.05 max	0.05 max	....	....	....	....
46	0.35/0.45	1.50/2.00	0.60/1.00	0.05 max	0.05 max	....	....	....	....
47	0.45/0.55	0.50 max	0.50/0.80	0.05 max	0.05 max	0.80/1.20	....	....	0.15 V min
48	0.45/0.55	0.10/0.50	0.50/0.80	0.05 max	0.05 max	1.00/1.40	....	....	....
50	0.40/0.50	0.10/0.35	0.50/0.70	0.04 max	0.04 max	1.00/1.50	....	....	0.15 V min
51	0.25/0.35	0.10/0.35	0.35/0.75	0.05 max	0.05 max	0.30 max	....	2.75/3.50	....
100	0.35/0.45	0.50 max	1.20/1.50	0.05 max	0.05 max	0.30/0.60	0.15/0.26	0.50/1.00	....
100A	0.25/0.30	0.10/0.35	1.20/1.50	....	....	0.30/0.60	0.15/0.25	0.50/1.00	....
100B	0.30/0.35	0.10/0.35	1.20/1.50	....	....	0.30/0.60	0.15/0.25	0.50/1.00	....
100C	0.35/0.40	0.10/0.35	1.20/1.50	....	....	0.30/0.60	0.15/0.25	0.50/1.00	....
100D	0.40/0.45	0.10/0.35	1.20/1.50	....	....	0.30/0.60	0.15/0.25	0.50/1.00	....
110	0.35/0.45	0.10/0.35	0.40/0.80	0.05 max	0.05 max	0.90/1.40	0.10/0.20	1.20/1.60	....
111	0.30/0.40	0.10/0.35	0.60/0.90	0.05 max	0.05 max	0.45/0.75	....	1.00/1.50	....
111A	0.33/0.38	0.10/0.35	0.60/0.90	....	....	0.45/0.75	....	1.00/1.50	....
160	0.35/0.45	0.10/0.35	0.30/0.60	0.05 max	0.05 max	....	0.20/0.35	1.50/2.00	....
160A	0.38/0.43	0.10/0.35	0.30/0.60	....	....	....	0.20/0.35	1.50/2.00	....
201	0.18 max	0.05/0.35	1.10/1.50	0.05 max	0.05 max	....	....	....	....
202	0.18 max	0.05/0.35	1.10/1.50	0.05 max	0.10/0.18	....	....	....	....
206	0.12/0.17	0.10/0.35	0.30/0.50	0.05 max	0.05 max	0.30/0.50	....	....	....
207	0.16/0.21	0.10/0.35	0.60/0.80	0.05 max	0.05 max	0.60/0.80	....	....	....
320	0.14/0.20	0.10/0.35	0.40/0.70	0.05 max	0.05 max	1.80/2.20	0.15/0.25	1.80/2.20	....
325	0.17/0.22	0.10/0.35	0.45/0.65	0.05 max	0.05 max	0.40/0.60	0.20/0.30	1.50/2.00	....

COMPOSIÇÃO DOS AÇOS DE USO NORMAL NA ALEMANHA

TIPO Designação SEL	DIN	C	Si	Mn	P - S max.	Cr	Mo	Ni	V	Al
C 15	St.C 16,61	0,15	0,25	0,40	0,045	-	-	-	-	-
C 22	St. 12,11	0,22	0,25	0,40	0,045	-	-	-	-	-
C 35	St 50,11	0,35	0,25	0,55	0,045	-	-	-	-	-
C 45	St 60,11	0,45	0,25	0,65	0,045	-	-	-	-	-
C 60	St 70,11	0,60	0,25	0,65	0,045	-	-	-	-	-
C 75	-	0,75	0,25	0,65	0,045	-	-	-	-	-
65 SiMn 5	-	0,65	1,10	1,00	0,050	-	-	-	-	-
46 Mn 7	-	0,46	0,30	1,80	0,050	-	-	-	-	-
46 Si 7	-	0,46	1,70	0,60	0,050	-	-	-	-	-
55 Si 7	-	0,55	1,70	0,70	0,050	-	-	-	-	-
65 Si 7	-	0,65	1,70	0,70	0,050	-	-	-	-	-
CK 15	-	0,15	0,25	0,40	0,035	-	-	-	-	-
CK 22	-	0,22	0,25	0,40	0,035	-	-	-	-	-
CK 35	-	0,35	0,25	0,55	0,035	-	-	-	-	-
CK 45	-	0,45	0,25	0,65	0,035	-	-	-	-	-
CK 53	-	0,53	0,25	0,55	0,040	-	-	-	-	-
Cf 56	CK 56	0,56	0,30	0,55	0,035	-	-	-	-	-
CK 60	-	0,60	0,25	0,65	0,035	-	-	-	-	-
120 Mn 50	-	1,20	0,30	12,00	01/004	-	-	-	-	-
100 Cr 6	-	1,00	0,25	0,30	0,040	1,50	-	-	-	-
70 Si 7	-	0,68	1,10	1,00	0,030	-	-	-	-	-
40 Mn 4(3)	-	0,40	0,35	1,00	0,035	-	-	-	-	-
90 Mn 4	-	0,90	0,35	1,00	0,040	-	-	-	-	-
30 Mn 5										
32 Mn 5	VM 125	0,30	0,25	1,40	0,035	-	-	-	-	-
37 MnSi 5	VMS 135	0,37	1,30	1,30	0,035	-	-	-	-	-
53 MnSi 4	-	0,53	0,90	0,90	0,040	-	-	-	-	-
42 MnV 7	VMV 240	0,42	0,25	1,80	0,035	-	-	-	0,10	-
36 NiCr 6	VCN 15	0,32	0,25	0,60	0,035	0,50	-	1,50	-	-
14 NiCr 10	ECN 25	0,15	0,25	0,40	0,035	0,75	-	2,50	-	-
36 NiCr 10	VCN 25	0,32	0,25	0,60	0,035	0,75	-	2,50	-	-
14 NiCr 14	ECN 35	0,13	0,30	0,40	0,035	0,75	-	3,50	-	-
31 NiCr 14	VCN 35	0,32	0,25	0,60	0,035	0,75	-	3,50	-	-
14 NiCr 18	ECN 45	0,13	0,30	0,40	0,035	1,10	-	4,50	-	-
35 NiCr 18	VCN 45	0,35	0,25	0,60	0,035	1,30	-	4,50	-	-
15 CrNi 6	ECN 15	0,15	0,25	0,50	0,035	1,50	-	1,50	-	-
18 CrNi 8	ECN 20	0,18	0,25	0,50	0,035	2,00	-	2,00	-	-

TIPO		Composição em %								
designação SEL	DIN	C	Si	Mn	P - S max.	Cr	Mo	Ni	V	Al
36 CrNiMo 4	-	0,36	0,25	0,65	0,035	1,00	0,20	1,00	-	-
34 CrNiMo 6	-	0,34	0,25	0,55	0,035	1,50	0,20	1,50	-	-
30 CrNiMo 8	-	0,30	0,25	0,45	0,035	2,00	0,30	2,00	-	-
15 Cr 3	EC 60	0,15	0,25	0,50	0,035	0,60	-	-	-	-
34 Cr 4	-	0,34	0,25	0,70	0,035	1,00	-	-	-	-
41 Cr 4	VC 135	0,41	0,25	0,70	0,035	1,00	-	-	-	-
67 SiCr 5	-	0,67	1,30	0,50	0,030	0,50	-	-	-	-
16 MnCr 5	EC 80	0,16	0,25	1,20	0,035	1,00	-	-	-	-
20 MnCr 5	EC 100	0,20	0,25	1,30	0,035	1,20	-	-	-	-
22 MnCr 6		0,22		1,50		1,50				
25 CrMo 4	VCMo 125	0,25	0,25	0,65	0,035	1,00	0,20	-	-	-
34 CrMo 4	VCMo 135	0,34	0,25	0,65	0,035	1,00	0,20	-	-	-
42 CrMo 4	VCMo 140	0,42	0,25	0,65	0,035	1,00	0,20	-	-	-
50 CrMo 4	VCMo 240	0,50	0,25	0,85	0,035	1,00	0,20	-	-	-
15 CrMo 5	ECMo 80	0,15	0,30	1,00	0,035	1,10	0,30	-	-	-
20 CrMo 5	ECMo 100	0,20	0,30	1,10	0,035	1,20	0,30	-	-	-
30 CrMoV 9	VCMo 230	0,30	0,25	0,55	0,03	2,50	0,20	-	0,15	-
50 CrV 4	VCV 150	0,50	0,25	0,90	0,040	1,00	-	-	0,10	-
58 CrV 4	-	0,58	0,25	1,00	0,040	1,00	-	-	0,10	-
27 CrAl 6	-	0,27	0,25	0,60	0,025	1,50	-	-	-	1,00
34 CrAl 5	-	0,34	0,25	0,60	0,025	1,50	-	-	-	1,00
32 AlCrMo 4	-	0,32	0,25	0,60	0,025	1,00	0,20	-	-	1,00
33 CrAlNi 7	-	0,34	0,25	0,50	0,025	1,70	-	-	-	1,00
31 CrMoV 9	-	0,30	0,25	0,55	0,025	2,50	0,20	-	0,15	-
30 CrV 9	VCV 230	0,30	0,30	0,60	0,025	2,40	-	-	0,20	-

COMPOSIÇÃO DE AÇOS DE USO NORMAL NA ALEMANHA

AÇOS INOXIDÁVEIS

Designação	Composição em %							
SEL	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	Outros
x 10 Cr 13	≤0,12	0,40	0,30	13,0	-	-	-	-
x 8 Cr 17	≤0,10	0,40	0,30	17,5	-	-	-	-
x 20 Cr 13	0,20	0,40	0,30	13,0	-	0,50	-	-
x 40 Cr 13	0,40	0,40	0,30	13,0	-	0,50	-	-
x 22 Cr Ni 17	0,22	0,40	0,30	17,0	-	1,50	-	-
x 10 Cr 28	≤0,10	0,40	0,30	28,0	-	-	-	-
x 12 Cr Mo S 17	0,12	0,40	0,65	17,0	0,25	-	-	S=0,20
x 90 Cr Mo V 18	0,90	0,40	0,30	18,0	1,10	-	-	V=0,10
x 15 Cr Mo 13	0,15	0,40	0,30	13,0	1,10	0,50	-	-
x 20 Cr Mo 13	0,20	0,40	0,30	13,0	1,10	0,50	-	-
x 35 Cr Mo 17	0,35	0,40	0,30	17,0	1,10	0,50	-	-
x 110 Cr Mo 17	1,10	0,40	0,30	17,0	1,00	-	-	-
x 15 Mn Cr 18 10	≤0,15	0,40	18,00	10,0	0,50	0,80	-	-
x 12 Cr Ni 18 8	≤0,15	0,40	0,30	18,0	-	8,50	-	-
x 5 Cr Ni 18 9	≤0,07	0,40	0,30	18,0	-	9,50	-	-
x 12 Cr Ni S 18 8	≤0,15	0,40	0,30	18,0	-	8,50	-	S
x 8 Cr Ni 12 12	≤0,10	0,40	0,30	12,5	-	12,00	-	-
x 12 Cr Ni S 18 8	≤0,12	2,00	0,30	18,0	-	8,50	-	-
x 5 Cr Ni Mo 18 10	≤0,07	0,40	0,30	18,0	2,00	10,00	-	-
x 5 Cr Ni MoS 18 10	≤0,07	2,20	0,30	18,0	2,00	10,00	-	-
x 5 Cr Ni Mo 17 13	≤0,07	0,40	0,30	17,0	4,70	13,00	-	-
x 8 Cr Ti 17	≤0,10	0,40	0,30	17,5	-	-	-	Ti
x 8 Cr Mo Ti 17	≤0,10	0,40	0,30	17,0	1,70	-	-	Ti
x 90 Cr Co V 17	0,90	0,40	0,30	17,0	0,60	-	-	Co + V
x 10 Cr Ni Ti 18 9	≤0,12	0,40	0,30	18,0	-	9,50	-	Ti
x 10 Cr Ni Nb 18 9	≤0,12	0,40	0,30	18,0	-	9,50	-	Nb
x 10 Cr Ni Mo Ti 18 10	≤0,12	0,40	0,30	18,0	1,20	10,00	-	Ti
x 10 Cr Ni Mo Ti 18 10	≤0,12	0,40	0,30	18,0	2,00	10,00	-	Ti
x 5 Cr Ni Mo Ti 25 25	≤0,06	0,40	0,30	25,0	2,20	25,00	-	Ti
x 10 Cr Ni Mo Nb 18 10	≤0,12	0,40	0,30	18,0	2,00	10,50	-	Nb
x 5 Ni Mo Cu Cr 18 18	≤0,07	0,40	0,30	17,5	2,00	17,50	2,00	Ti

AÇO MOLDADO

Designação SEL	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	Outros
Gx25 Cr 15	0,25	0,70	0,40	15,0	-	(1,00)	-	-
Gx25 Cr 17	0,25	0,70	0,40	17,0	-	(1,60)	-	-
Gx120 Cr 29	1,20	1,10	0,40	29,0	-	-	-	-
Gx40 Cr 29	0,40	1,20	0,40	29,0	-	-	-	-
Gx120 Cr Mo 29	1,20	1,20	0,40	29,0	2,00	-	-	-
Gx15 Cr Ni 18 8	0,15	1,50	0,40	18,0	-	8,50	-	-
Gx40 Cr Ni 27 4	0,40	1,20	0,40	27,0	-	4,00	-	-
Gx15 Cr Ni Mo 18 9	0,15	2,00	0,40	18,0	2,00	9,50	-	-
Gx5 Cr Ni Mo Ta Nb 17 13	≤0,07	0,50	0,30	17,0	4,70	12,50	-	Ta Nb
Gx10 Cr Ni Ti 18 9	≤0,12	0,70	0,40	18,0	-	9,00	-	Ti
Gx10 Cr Ni Ta Nb 18 9	≤0,12	0,70	0,40	18,0	-	9,00	-	Ta Nb
Gx10 Cr Ni Mo Ti 18 10	≤0,12	0,70	0,40	18,0	2,00	10,00	-	Ti
Gx10 Cr Ni Mo Ta Nb 18 10	≤0,12	0,70	0,40	18,0	2,00	10,00	-	Ta Nb
Gx5 Cr Mo Cu Ta Ni Nb 17 17	0,07 ≤0,12	0,70 3,00	0,40 0,40	17,5 20,0	2,00 3,00	17,50 25,00	2,00 2,00	Ta Nb -

AÇOS DE FÁCIL USINABILIDADE

Designação SEL	DIN	Composição em %				
		C	Si max	Mn	P	S
9 S 20	1651	0,09	-	0,55	0,07	0,20
10 S 20	1651	0,10	0,40	0,55	0,07	0,20
15 S 20	1651	0,15	0,40	0,55	0,07	0,20
22 S 20	1651	0,22	0,40	0,55	0,00	0,20
35 S 20	1651	0,35	0,50	0,65	0,07	0,20
45 S 20	1651	0,45	0,50	0,65	0,07	0,20
60 S 20	1651	0,60	0,50	0,65	0,07	0,20

AÇOS DE FERRAMENTAS AO CARBONO

SEL	Composição em %			
	C	Si	Mn	P ou S max.
C 70 W 1	0,70	0,20	0,20	0,025
C 85 W 1	0,85	0,20	0,20	0,025
C 100 W 1	1,00	0,20	0,20	0,025
C 110 W 1	1,10	0,20	0,20	0,025
C 70 W 2	0,70	0,25	0,30	0,030
C 85 W 2	0,85	0,25	0,30	0,030
C 100 W 2	1,00	0,25	0,25	0,030
C 115 W 2	1,15	0,25	0,25	0,030
C 130 W 2	1,30	0,25	0,25	0,030
C 15 W 3	0,15	0,25	0,40	0,035
C 35 W 3	0,35	0,35	0,50	0,035
C 45 W 3	0,45	0,35	0,70	0,035
C 60 W 3	0,60	0,35	0,70	0,035
C 75 W 3	0,75	0,35	0,70	0,035
C 90 W 3	0,90	0,35	0,50	0,035
C 55 WS	0,55	0,15	0,40	0,030
C 80 Ws	0,80	0,15	0,25	0,030

AÇOS DE FERRAMENTAS AO CARBONO
AÇOS RÁPIDOS

SEL	DIN	Composição em %									
		C	Si	Mn	P ou S max.	Co	Cr	Mo	Ni	V	W
135 WCo 46 47	EV 4 C	1,40	0,25	0,30	0,030	5,50	4,50	1,00	-	4,50	13,00
91 WCoV 38 11	ECo 3	0,90	0,25	0,30	0,030	3,00	4,00	1,00	-	2,50	12,00
-	ECo 5	0,80	0,25	0,30	0,030	5,50	4,00	1,20	-	1,80	12,50
79 WCo 74 47	E 18 Co 5	0,80	0,25	0,30	0,030	5,50	4,50	1,00	-	1,80	18,50
-	E 18 Co 10	0,80	0,25	0,30	0,030	10,50	4,50	1,00	-	1,80	18,50
130 W 42 38	EV 4	1,30	0,25	0,30	0,030	-	4,50	0,50	-	4,50	12,00
82 WV 34 19	ABC II	0,80	0,25	0,30	0,030	-	4,50	0,80	-	2,00	9,00
86 WV 38 26	D	0,85	0,25	0,30	0,030	-	4,50	0,80	-	3,00	10,00
95 WMo 11 26	ABC III	0,95	0,25	0,30	0,030	-	4,50	2,50	-	2,80	3,00
85 WMo 27 52	DMo 5	0,85	0,25	0,30	0,030	-	4,00	5,00	-	2,00	6,50
-	EMo 9	0,80	0,25	0,30	0,030	-	4,50	9,00	-	1,20	2,00
76 WV 74 11	B 18	0,75	0,25	0,30	0,030	-	4,50	-	-	1,50	18,50
-	E 18 Co 15	0,80	0,25	0,30	0,030	15,00	4,50	1,50	-	1,80	19,00

AÇOS LIGAS PARA FERRAMENTAS

Designação SEL	Composição em %									
	C	Si	Mn	P ou S P ou S max.	Cr	Mo	Ni	V	W	Co
85 CR 1	0.85	0.40	0.60	0.030	0.40	-	-	-	-	-
15 Cr 3	0.15	0.25	0.50	0.035	0.60	-	-	-	-	-
105 Cr 2	1.05	0.25	0.30	0.025	0.50	-	-	-	-	-
90 Cr 3	0.90	0.20	0.30	0.025	0.90	-	-	-	-	-
105 Cr 4	1.05	0.20	0.30	0.030	1.00	-	-	-	-	-
105 Cr 5	1.05	0.30	0.20	0.025	1.50	-	-	-	-	-
100 Cr 4	1.00	0.25	0.70	0.030	1.10	-	-	-	-	-
145 Cr 6	1.45	0.20	0 60	0.025	1.50	-	-	-	-	-
100 Cr 6	1.00	0.25	0.30	0.025	1.50	-	-	-	-	-
210 Cr 46	2.10	0.30	0.30	0.025	12.00	-	-	-	-	-
210 Cr 46	2.10	0.30	0.30	0.025	12.00	-	-	-	-	-
20 Cr 52	0.20	0.40	0.30	0.025	13.00	-	-	-	-	-
40 Cr 52	0.40	0.40	0.30	0.025	13,00	-	-	-	-	-
67 SiCr 5	0.67	1.30	0.50	0.030	0.50	-	-	-	-	-
67 SiCr 5	0.67	1.30	0.50	0.030	0.50	-	-	-	-	-
90 CrSi 5	0.90	1.20	0.70	0.025	1.20	-	-	-	-	-
125 CrSi 5	1.25	1.20	0.70	0.025	1.20	-	-	-	-	-
20 MnCr 5	0.20	0.25	1.30	0.035	1.20	-	-	-	-	-
165 CrV 45	1.65	0.30	0.30	0.025	12.00	-	-	0.10	-	-
140 CrV 1	1.40	0.20	0.30	0.0_25	0.30	-	-	0.10	-	-

Designação SEL	Composição em %									
	C	Si	Mn	P ou S max.	Cr	Mo	Ni	V	W	Co
115 CrV 3	1.15	0.20	0.30	0.030	0.70	-	-	0.10	-	-
50 Cr V 4	0.50	0.25	1.00	0.040	1.00	-	-	0.10	-	-
50 CrV 4	0.50	0.25	1.00	0.040	1.00	-	-	0.10	-	-
58 CrV 4	0.58	0.25	1.00	0.040	1.00	-	-	0.10	-	-
61 CrSiV 5	0.60	1.00	0.80	0.035	1.20	-	-	0.10	-	-
38 SiCrV 6	0.38	1.30	0.40	0.035	1.30	-	-	0.10	-	-
38 SiCrV 6	0.38	1.30	0.40	0.035	1.30	-	-	0.10	-	-
45 SiCrV 6	0.45	1.30	0.60	0.035	1.30	-	-	0.10	-	-
45 SiCrV 6	0.45	1.30	0.60	0.035	1.30	-	-	0.10	-	-
40 CrMnV 15	0.40	0.60	1.50	0.025	4.00	-	-	0.10	-	-
30 CrMoV 9	0.30	0.25	0.60	0.025	2.60	0.20	-	0.15	-	-
40 CrMoMn 7	0.40	0.25	1.50	0.035	2.00	0.20	-	-	-	-
45 CrMoV 67	0.45	0.25	0.70	0.025	1.50	0.70	-	0.30	-	-
45 CrMoV 67	0.45	0.25	0.70	0.025	1.50	0.70	-	0.30	-	-
105 WCr 6	1.05	0.20	1.00	0.025	1.00	-	-	-	1.20	-
210 CrW 46	2.10	0.30	0.30	0.025	12.00	-	-	-	0.70	-
120 WV 4	1.20	0.20	0.25	0.025	-	-	-	0.10	1.00	-
35 WCrV 7	0.35	1.00	0.30	0.025	1.00	-	-	0.20	2.00	-
35 WCrV 7	0.35	1.00	0.30	0.025	1.00	-	-	0.20	2.00	-
45 WCrV 77	0.45	1.00	0.30	0.025	1.70	-	-	0.20	2.00	-

Designação	Composição em %									
SEL	C	Si	Mn	P ou S max	Cr	Mo	Ni	V	W	Co
45 WCrV 77	0.45	1.00	0.30	0.025	1.70	-	-	0.20	2.00	-
55 WCrV 7	0.55	1.00	0.30	0.025	1.00	-	-	0.20	2.00	-
55 WCrV 7	0.55	1.00	0.30	0.025	1.00	-	-	0.20	2.00	-
142 WV 13	1.42	0.20	0.30	0.025	0.30	-	-	0.25	3.00	-
30 WCrV 15	0.30	1.00	0.40	0.025	1.00	-	-	0.20	4.00	-
30 WCrV 17 9	0.30	0.20	0.30	0.025	2.50	-	-	0.55	4.50	-
30 WCrV 34 11	0.30	0.20	0.30	0.025	2.50	-	-	0.35	9.00	-
65 WMo 34 8	0.65	0.30	0.30	0.025	4.00	0.80	-	0.80	9.00	-
30 WCo 36	0.30	0.25	0.30	0.025	2.50	-	-	0.30	9.00	2.00
45 CrNi 6	0.45	0.25	0.70	0.030	1.30	-	1.30	-	-	-
55 NiCrMoV 6	0.55	0.25	0.60	0.035	0.70	0.20	1.70	0.10	-	-
56 NiCrMoV 7	0.55	0.25	0.60	0.035	1.00	0.45	1.70	0.10	-	-
50 NiCr 13	0.50	0.25	0.50	0.025	1.00	-	3.50	-	-	-
28 NiCrMoV 10	0.28	0.40	0.30	0.030	0.75	0.60	2.50	0.30	-	-
	0.45	0.25	0.50	0.025	1.30	-	4.00	-	0.50	-
70 Si 7	0.70	1.70	0.70	0.030	-	-	-	-	-	-
53 MnSi 4	0.53	1.00	1.00	0.040	-	-	-	-	-	-
53 MnSi 4	0.53	1.00	1.00	0.040	-	-	-	-	-	-
100 V 1	1.00	0.20	0.20	0.025	-	-	-	0.10	-	-
90 MnV 8	0.90	0.20	2.00	0.030	-	-	-	0.10	-	-
165 CrCo 46	1.60	0.30	0.30	0.025	12.00	0.50	-	-	-	1.30

AÇOS RESISTENTES AO CALOR

Designação SEL	Composição em %								
	C	Si	Mn	P ou S max.	Cr	Ni	Mo	V	W
19 Mn 5	0.20	0.50	1.20	0.035	-	-	-	-	-
CK 35	0.35	0.30	0.60	0.035	-	-	-	-	-
15 Mo 3	0.16	0.30	0.65	0.035	-	-	-	-	-
28 NiCrMo 4	0.28	0.30	0.50	0.035	1.10	1.10	0.25	-	-
34 CrNiMo 6	0.34	0.30	0.50	0.035	1.60	1.60	0.25	-	-
28 NiCrMo 44	0.28	0.30	0.50	0.035	1.20	1.20	0.45	-	-
24 CrMo 5	0.24	0.30	0.70	0.035	1.10	-	0.20	-	-
13 CrMo 44	0.15	0.30	0.60	0.035	0.90	-	0.50	-	-
24 CrMo 54	0.24	0.30	0.50	0.035	1.20	-	0.45	-	-
15 CrMo 19 5	0.12	0.40	0.40	0.035	5.00	-	0.50	-	-
24 CrMoV 55	0.24	0.30	0.50	0.035	1.30	-	0.55	0.20	-
20 CrMoV 13 5	0.20	0.30	0.40	0.035	3.10	-	0.55	0.35	-
12 CrSiMo 8	0.10	1.50	0.40	0.035	2.40	-	0.55	-	-
21 CrVMoW 12	0.22	0.20	0.40	0.035	2.90	-	0.40	0.80	0.40

AÇOS PARA VÁLVULAS

S E L	Composição em % C	Si	Mn	P ou S max.	Cr	Ni	W
45 CrNiW 58 52	0,45	1.50	0,40	0.030	15.00	14.00	2.00
45 SiCr 16	0.45	4,00	0.40	0.030	2.70	-	-
45 CrSi 34	0.45	3.30	0.40	0.030	8.50	-	-
210 Cr 46	2.10	0.30	0.30	0.030	12.00	-	-
45 CrNiW 72 36	0.45	2.50	1.00	0.030	18.00	9.00	1.00

AÇOS RESISTENTES A ALTAS TEMPERATURAS

S E L	Composição em % C	Si	Mn	Al	Cr	Ni
10 CrSi 24	0.12	2.40	0.30	-	6.00	-
10 CrAl 26	0.12	0.80	0.30	0.80	6.50	-
10 CrSi 52	0.12	2.20	0.30	-	13.00	-
10 CrAl 52	0.12	1.20	0.60	1.00	13.00	-
10 CrSi 72	0.12	2.10	0.60	-	18.00	-
10 CrAl 72	0.12	1.00	0.60	1.00	18.00	-
12 CrAl 96	0.12	1.50	0.60	1.50	24.00	-
15 CrNi 100	0.20	1.20	0.60	-	25.00	4.00
15 CrNiSi 78 38	0.15	2.00	0.30	-	19.50	9.50
15 CrNiSi 96 76	0.15	2.00	1.50	-	24.00	19.00
	0.15	0.40	0.30	-	18.00	10.00
12 CrNiMo 80 58	0.15	2.00	0.30	-	19.50	15.00

AÇOS MOLDADOS RESISTENTES A ALTAS TEMPERATURAS

SEL		Composição em %					
		C	Si	Mn.	Al	Cr	Ni
G	15 CrNi 72 34	0.15	1.50	0.40	-	18.00	8.50
		0.30	2.20	0.40	-	6.00	-
		0.50	1.60	0.40	-	17.00	-
G	60 CrSi 80	0.60	2.00	0.40	-	22.00	-
G	60 CrSi 116	0.60	2.00	0.40	-	29.00	-
G	130 CrSi 116	1.30	1.80	0.40	-	29.00	-
G	40 CrNi 108	0.40	1.30	0.40	-	27.00	4.00
G	40 CrNi 88 38	0.40	2.20	0.40	-	22,00	9.50
		0.40	2.20	0.40	-	29.00	11.00
G	40 CrNi 104 56	0.40	2.20	0.50	-	26.00	14.00
G	40 CrNi 96 76	0.40	2.20	0.50	-	25.00	19.00
G	50 NiCr 120 98	0.50	1.80	0.50	-	25.00	30.00

TABELA DE AÇOS DO CENTRO DE ESTUDOS TECNICOS DO AUTOMOVEL - FRANÇA - 1946

CETAC	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	%
35 M 5	0.32/0.38	0.40 max	1.00/1.35	...	...	....	....	....	....
45 M 5	0.39/0.48	0.40 max	1.20/1.50	...	...	....	....	....	....
45 S 8 (a)	0.42/0.50	1.70/2.10	0.40/0.80	...	...	....	....	....	....
55 S 6 (a)	0.52/0.58	1.50/1.90	0.50/0.90	...	...	....	....	....	....
45 SCD 6	0.42/0.50	1.25/1.75	0.5 max	...	...	0.70/0.90	0.20/0.30	...	....
12 C 3	0.09/0.15	0.40 max	0.60/0.90	...	...	0.60/1.00	....	....	....
18 C 3	0.15/0.21	0.40 max	0.60/0.90	...	...	0.60/1.00	....	....	....
32 C 4 (b)	0.30/0.35	0.40 max	0.60/0.90	...	...	0.70/1.10	...	....	....
38 C 4 (b)	0.35/0.40	0.40 max	0.60/0.90	...	...	0.80/1.10	....	....	....
45 C 4	0.40/0.48	0.40 max	0.60/0.90	...	...	0.70/1.10	....	....	....
45 C 6	0.42/0.48	0.40 max	0.60/0.80	...	...	1.40/1.70	....	....	....
100 C 3	0.95/1.10	0.40 max	0.40 max	...	...	0.60/1.00	....	0.20 max	....
100 C 5	0.95/1.10	0.40 max	0.40 max	...	...	1.00/1.30	....	0.20 max	....
100 C 6	0.95/1.10	0.40 max	0.40 max	...	...	1.30/1.60	....	0.20 max	....
16 MC 5	0.12/0.19	0.40 max	1.00/1.40	...	...	0.70/1.10	....	....	....
20 MC 5	0.17/0.23	0.40 max	1.20/1.50	...	...	1.20/1.50	....	....	....
12 CV 4	0.09/0.15	0.35 max	0.40/0.70	...	...	0.70/1.10	....	....	0.05/0.12 V
18 CV 4	0.15/0.22	0.35 max	0.40/0.70	...	...	0.70/1.10	....	....	0.05/0.12 V

continuação

CETAC	% C	% Si		% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	%
30 CV 4	0.27/0.33	0.40	max	0.60/1.00	...	...	0.80/1.20	....	....	0.10/0.20 V
40 CV 4	0.37/0.43	0.40	max	0.60/1.00	...	...	0.80/1.20	....	....	0.10/0.20 V
50 CV 4	0.47/0.53	0.40	max	0.60/1.00	...	...	0.80/1.20	....	....	0.10/0.20 V
12 CD 4	0.08/0.15	0.35	max	0.60/0.80	...	...	0.90/1.20	0.20/0.30	....	....
18 CD 4 (b)	0.15/0.22	0.35	max	0.60/0.80	...	...	0.85/1.15	0.20/0.30	....	....
25 CD 4	0.22/0.30	0.40	max	0.60/0.80	...	...	0.85/1.15	0.20/0.30	....	....
35 CD 4 (b)(d)	0.32/0.38	0.40	max	0.60/0.80	...	...	0.85/1.15	0.20/0.30	0.40 max	....
42 CD 4 (b)	0.39/0.45	0.40	max	0.60/0.80	...	...	0.85/1.15	0.20/0.30	0.40 max	....
10 NC 6 (b)	0.07/0.11	0.40	max	0.60/0.90	...	...	0.90/1.25	....	1.20/1.60	....
16 NC 6 (b)	0.12/0.18	0.40	max	0.60/0.90	...	...	0.90/1.25	....	1.20/1.60	....
20 NC 6	0.16/0.22	0.40	max	0.60/0.90	...	...	0.90/1.25	....	1.20/1.60	....
25 NC 6	0.22/0.29	0.40	max	0.60/0.90	...	...	0.75/1.10	....	1.20/1.60	....
35 NC 6 (b)	0.30/0.38	0.40	max	0.60/0.90	...	...	0.75/1.10	....	1.20/1.60	....
10 CND 6	0.12 max	0.35	max	0.35/0.65	...	...	1.20/1.60	0.10/0.20	0.80/1.20	....
18 CND 6	0.15/0.22	0.35	max	0.45/0.75	...	...	1.40/1.80	0.10/0.20	0.80/1.20	....
30 CND 8	0.27/0.33	0.35	max	0.40/0.65	...	...	1.80/2.20	0.25/0.35	0.30/0.60	....
10 ND 4	0.07/0.13	0.40	max	0.40 max	...	...	0.20 max	0.10/0.20	0.80/1.20	....
10 NCD 4	0.07/0.13	0.40	max	0.50/0.90	...	...	0.40/0.70	0.10/0.20	1.00/1.30	....
25 NCD 4	0.22/0.28	0.40	max	0.50/0.90	...	...	0.40/0.70	0.10/0.20	1.00/1.30	....
35 NCD 4	0.32/0.38	0.40	max	0.50/0.90	...	...	0.40/0.70	0.10/0.20	1.00/1.30	....
10 NC 12	0.08/0.13	0.35	max	0.40/0.70	...	...	0.60/0.90	....	2.75/3.25	....

continuação

CETAC	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	%
12 NC 12	0.11/0.16	0.35 max	0.40/0.70	...	...	0.60/0.90	....	2.75/3.25	....
30 NC 11	0.26/0.33	0.40 max	0.40/0.70	...	...	0.60/0.90	....	2.50/3.00	....
35 NC 15	0.32/0.38	0.40 max	0.20/0.50	...	...	1.10/1.40	....	3.50/4.00	....
40 NC 17	0.37/0.43	0.40 Max	0.15/0.55	...	...	1.50/2.00	....	4.00/4.50	....
16 NCD 13	0.14/0.19	0.35 max	0.50 max	...	...	0.85/1.15	0.20/0.30	3.00/3.50	....
32 NCD 8	0.28/0.35	0.40 max	0.50 max	...	...	1.90/2.40	0.60/0.80	1.90/2.40	....
30 NCD 11	0.25/0.35	0.40 max	0.20/0.50	...	...	0.70/1.10	0.30/0.40	2.70/3.30	....
30 NCD 16	0.25/0.35	0.10/0.40	0.15/0.55	...	...	1.20/1.50	0.40/0.60	3.70/4.30	....
40 NCD 18	0.35/0.45	0.10/0.40	0.15/0.55	...	...	1.40/1.70	0.40/0.60	4.30/4.90	....
25 NCD 15	0.20/0.30	0.35 max	0.45 max	...	...	1.10/1.30	0.40/0.60	3.70/4.00	....
35 NCD 14	0.30/0.40	0.35 max	0.40 max	...	...	1.20/1.50	0.20/0.30	3.20/3.70	....
40 NCD 19	0.35/0.43	0.35 max	0.40 max	...	...	0.30/0.60	1.00/1.30	4.50/5.00	....
28 CD 12	0.28 (g)	0.40/0.80	0.40 max	...	...	2.50/3.50	0.30/0.50	....	....
28 CVD 12	0.28 (g)	0.40/0.80	0.40 max	...	...	2.50/3.50	0.15/0.25	....	0.20/0.40 V
28 CV 12	0.28 (g)	0.40/0.80	0.40 max	...	...	2.50/3.50	....	....	0.25/0.45 V
30 CAV-6-03	0.30 (g)	0.40/0.80	0.40 max	...	...	1.50/1.75	....	....	0.25/0.45 V 0.20/0.40 Al
30 CAV-6-06	0.30/(g)	0.40/0.80	0.40 max	...	...	1.50/1.75	....	....	0.25/0.45 V 0.45/0.75 Al
30 CAD-6-03	0.30 (g)	0.40/0.80	0.40 max	...	...	1.50/1.75	0.25/0.45	....	0.45/0.75 Al
45 CAD-6-06	0.45 (g)	0.40/0.80	0.40 max	...	...	1.50/1.75	0.25/0.45	....	0.45/0.75 Al
45 CAD-6-12	0.45 (g)	0.40/0.80	0.40 max	...	...	1.50/1.75	0.25/0.45	....	1.00/1.30 Al
45 CAV-6-06	0.45 (g)	0.40/0.80	0.40 max	...	...	1.50/1.75	....	....	0.25/0.45 V 0.45/0.75 Al
45 CAV-6-12	0.45 (g)	0.40/0.80	0.40 max	...	...	1.50/1.75	....	....	0.25/0.45 V 1.00/1.30 Al

COMPOSIÇÃO DOS AÇOS UNI DA ENTE NACIONALE PER L'UNIFICATIONE NELL'INDUSTRIA

UNI	Composição em %								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Va	P	S
C-20	~0,20	≤0,8	≤0,35	-	-	-	-	-	-
C-30	~0,30	≤0,8	≤0,35	-	-	-	-	-	-
C-40	~0,40	≤0,8	≤0,35	-	-	-	-	-	-
C-55	~0,55	≤0,8	≤0,35	-	-	-	-	-	-
20-M-6	0,15-0,20	1,2-1,6	≤0,35	-	-	-	-	-	-
35-MS-5	0,33-0,40	1,0-1,4	1,0-1,4	-	-	-	-	-	-
45-S-5	0,40-0,50	0,6-1,0	1,0-1,4	-	-	-	-	-	-
20-C-3	0,15-0,25	0,4-0,6	≤0,35	0,6-0,8	-	-	-	-	-
30-C-4	0,25-0,35	0,5-0,7	≤0,35	0,8-1,1	-	-	-	-	-
40-C-4	0,36-0,43	0,6-0,8	≤0,35	0,8-1,1	-	-	-	-	-
25-MC-6	0,22-0,28	1,2-1,6	≤0,30	0,3-0,6	-	-	-	-	-
35-CM-4	0,30-0,38	0,8-1,1	≤0,40	1,0/1,2	-	-	-	-	-
40-CM-5	0,36-0,43	1,0-1,3	0,5-0,8	1,0/1,3	-	-	-	-	-
30-C-10	0,26-0,36	0,4-0,7	≤0,40	2,2-2,6	-	-	-	-	-
40-CS-10	0,35-0,45	0,3-0,7	0,7-1,0	2,3-2,9	-	-	-	-	-
28-MCVa-5	0,24-0,30	1,0-1,3	≤0,40	0,6-0,9	-	-	0,10-0,20	-	-
30-CVa-10	0,26-0,36	0,4-0,7	≤0,40	2,3-2,7	-	-	0,15-0,25	-	-
40-CSVa-10	0,35-0,45	0,3-0,7	0,7-1,10	2,3-2,9	-	-	0,15-0,25	-	-
50-CVa-4	0,45-0,55	0,6-0,9	≤0,35	0,9-1,2	-	-	0,12-0,18	-	-
30-CD-10	0,26-0,36	0,4-0,7	≤0,40	2,3-2,7	-	0,2-0,3	-	-	-
35-CN-4	0,32-0,40	0,7-1,0	≤0,35	0,9-1,2	0,9-1,2	-	-	-	-

continuação

UNI	Composição em %								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Va	P	S
35-NC-8	0,32-0,40	0,6 -0,9	≤0,35	0,8 -1,1	1,8-2,1	-	-	-	-
30-NC-10	0,26-0,36	0,4 -0,7	≤0,35	2,3--2,7	0,9-1,2	-	-	-	-
30-CND-88	0,26-0,34	0,5--0,8	≤0,35	1,8 -2,2	1,8-2,1	0,2-0,3	-	-	-
C-10	0,06-0,13	0,3 -0,7	≤0,35	-	-	-	-	-	-
C-15	0,11-0,18	0,3 -0,7	≤0,35	-	-	-	-	-	-
15-C-3	0,12-0,16	0,4--0,8	≤0,35	0,6 -0,9	-	-	-	-	-
16-MC-5	0,13-0,18	1,0 -1,4	≤0,35	0,8 -1,1	-	-	-	-	-
20-CM-5	0,17-0,22	1,0 -1,5	≤0,35	1,1 -1,5	-	-	-	-	-
14-CN-5	0,12-0,16	0,8 -1,1	≤0,35	1,0 -1,3	0,9-1,1	-	-	-	-
19-CN-5	0,16-0,22	0,8 -1,1	≤0,35	1,0 -1,3	0,9-1,1	-	-	-	-
19-CN-87	0,16-0,22	0,4 -0,8	≤0,35	1,8 -2,2	1,5-1,8	-	-	-	-
16-CND-88	0,13-0,18	0,4 -0,8	≤0,35	1,8 -2,2	1,7-2,1	0,2-0,3	-	-	-
12-F1	0,08-0,15	0,6 -1,0	≤0,35	-	-	-	-	≤0,08	0,07-0,15
12-F2	0,08-0,15	0,6 -1,0	≤0,35	-	-	-	-	≤0,08	0,15-0,25
22-F1	0,18-0,28	0,6 -1,0	≤0,35	-	-	-	-	≤0,08	0,07-0,15
C-9	0,06-0,12	0,4 -0,8	≤0,35	-	-	-	-	≤0,035	≤0,035
C-16	0,14-0,20	0,4 -0,8	≤0,35	-	-	-	-	≤0,035	≤0,035
20-M-6	0,15-0,25	1,2 -1,6	≤0,35	-	-	-	-	≤0,035	≤0,035
110-C-2	1,05-1,15	0,3 -0,5	≤0,35	0,40-0,60	-	-	-	≤0,030	≤0,030
105-C-4	1,00-1,10	0,3 -0,5	≤0,35	0,85-1,10	-	-	-	≤0,030	≤0,030
100-C-6	0,95-1,10	0,3--0,5	≤0,35	1,40-1,65	-	-	-	≤0,030	≤0,030
100-CM-4	0,95-1,10	0,95-1,10	0,45-0,65	0,95-1,10	-	-	-	≤0,030	≤0,030