

GEOLOGIA



E



METALURGIA

SUMÁRIO

N.º 11

AÇOS CARBONO

e

AÇOS LIGAS

1955

Constituição, propriedades, tratamentos térmicos e aplicações

Eng. VICENTE CHIAVERINI

BOLETIM GEOLOGIA E METALURGIA

N.º 11

Diretor ISAAC BEREZIN

Ano 10

Redação: Praça Cel. Fernando Prestes, 74 - SÃO PAULO

O Boletim n.º 11 deveria conter originalmente os trabalhos realizados durante a V Semana de Estudos sobre "Exportação e Exploração de Minerais Estratégicos" e "Exportação de Minérios de Ferro e Manganês". Por motivos alheios a nossa vontade, isso não foi possível.

Para cobrir a lacuna assim aberta surgiu a idéia de publicarmos um assunto técnico-didático neste Boletim.

Procuramos então o Eng. Vicente Chiaverini, prof. assistente da Cadeira "Materiais de Construção", que na época, sob o patrocínio da referida cadeira, do Instituto de Pesquisas Tecnológicas e do Grêmio Politécnico, desenvolvia um curso de férias, cujo programa versava sobre aços carbono e aços ligas, no que se refere à sua constituição, propriedade, tratamentos térmicos e aplicações, não se cogitando abordar os problemas relativos à fabricação e tratamentos mecânicos.

Informado de nossos objetivos, o Eng. Vicente Chiaverini concordou plenamente na publicação de seu trabalho nestas páginas. Cumpre-nos aqui agradecer ao ilustre mestre a honra que nos deu em redigir esta magnífica obra, que consideramos como sendo o primeiro trabalho em português, que reúne um estudo sistemático e geral sobre Aços Carbono e Aços Ligas.

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA



GEOLOGIA E METALURGIA

PUBLICAÇÃO DO
CENTRO MORAES REGO

BOLETIM N.º 11
1954

C. M. R.

Praça Cel. Fernando Prestes, 74 - São Paulo - Brasil

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

AÇOS-CARBONO E AÇOS-LIGA

Característicos Gerais - Tratamentos Térmicos - Principais Tipos⁽¹⁾

Eng. Vicente Chiaverini⁽²⁾

R E S U M O

O aço é, dentre as ligas metálicas, a que apresenta a combinação de propriedades mais útil para as aplicações da engenharia. Por essa razão, apesar da constante expansão do uso dos metais e ligas não-ferrosos, e graças mesmo aos próprios metais não-ferrosos introduzidos nos aços-carbono como elementos de liga, o aço continua a ser, e o será ainda durante muito tempo, o material fundamental na engenharia e na indústria.

O aço é um material de natureza relativamente complexa e o seu estudo evidentemente, não pode ser feito num Curso de pequena extensão, como o que deu origem às presentes Notas. Tal curso teve por objetivo lembrar as noções fundamentais sobre os aços, a influência exercida sobre seus característicos pelos diversos elementos de liga, os possíveis tratamentos térmicos e os seus principais tipos.

Na realização do Curso, o autor contou com a colaboração do Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo, através do seu Superintendente, Prof. Dr. F. J. Maffei, do Chefe da Divisão de Metalurgia, Eng. Tharcisio D. de Souza Santos, do Chefe da Secção de Metalografia, Eng. Hubertus Colpaert, facilitando o acesso a dados, gráficos e micrografias daquela Secção e do Eng. Alberto A. Arantes, que se incumbiu do relato sobre «Aços para fins magnéticos».

(1) Curso de Extensão realizado nos meses de Janeiro e Fevereiro de 1955, sob o patrocínio da Cadeira «Materiais de Construção» da Escola Politécnica, Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo e do Grêmio Politécnico.

(2) Assistente de «Materiais de Construção» da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

ÍNDICE GERAL

	Pág.
I — Definições. Diagrama de equilíbrio Fe-C. Efeito dos elementos de liga sôbre as linhas de transformação	3
II — Efeito de velocidade de esfriamento sôbre a transformação da austenita. Diagrama transformação-tempo-temperatura (TTT)	18
III — Fatores que afetam a posição das curvas do diagrama TTT. Endurecibilidade ou temperabilidade	30
IV — Tratamentos térmicos dos aços: recozimento, normalização, têmpera e revenido, coalescimento ...	45
V — Tratamentos isotérmicos: austêmpera e martêmpera	59
VI — Tratamentos termo-químicos: cementação, nitretação e cianetação	63
VII — Aços-carbono e aços-liga: influência dos elementos de liga sôbre os característicos mecânicos dos aços	72
VIII — Aços para fundição	76
IX — Aços estruturais	81
X — Aços para trilhos	87
XI — Aços para chapas e tubos	89
XII — Aços para arames e fios. Patenteamento	94
XIII — Aços para molas	99
XIV — Aços de usinagem fácil	107
XV — Aços para cementação e nitretação	111
XVI — Aços para ferramentas e matrizes	123
XVII — Aços resistentes ao desgaste	146
XVIII — Aços resistentes à corrosão e ao calor	151
XIX — Aços para fins magnéticos	172

DEFINIÇÕES. DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO Fe-C. EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA SÔBRE AS LINHAS DE TRANSFORMAÇÃO

1 — **Definições** — A definição de aço não é simples, porque, apesar dos principais elementos de liga que entram na sua composição serem o Fe e o C, aparecem sempre outros elementos secundários que, mesmo em teores pequenos, influem na sua estrutura e nas suas propriedades. A definição adotada nas presentes notas é a seguinte:

«Aço é a liga ferro-carbono contendo geralmente 0,006 % até 2,0 % de carbono, além de certos elementos residuais resultantes dos processos de fabricação».

O limite inferior 0,006 % corresponde à máxima solubilidade do carbono no ferro à temperatura ambiente e o limite superior 2,0 % corresponde à máxima solubilidade de carbono no ferro e que ocorre a 1130° C. Essa quantidade máxima de 2,0 % de carbono depende, por outro lado, da presença ou não nos aços de elementos de liga ou da presença dos elementos residuais em teores superiores aos normais. Nessas condições, será necessário, para se ter uma definição mais precisa, considerar dois tipos fundamentais de aço:

— **aço-carbono** ou «liga Fe-C contendo geralmente 0,006 % até 2,0 % de carbono além de certos elementos residuais resultantes dos processos de fabricação»;

— **aço-liga** ou «aço-carbono que contém outros elementos de liga ou apresenta os elementos residuais em teores acima dos que são considerados normais».

É imprescindível para o conhecimento perfeito dos aços, o estudo do seu **diagrama de equilíbrio**. A figura 1 mostra o diagrama da liga binária Fe-C para teores de carbono até 6,7 %. Esse diagrama é geralmente representado até 6,7 % de C porque o carbono forma com o ferro o composto Fe_3C que contém aproximadamente 6,7 % de carbono. Por outro lado, pouco ou nada se conhece acima desse teor; na realidade, acima de 4,0 a 4,5 % de C essas ligas apresentam pequena ou nenhuma importância comercial.

O diagrama representado na fig. 1 é simplificado, pois não mostra uma reação de natureza especial (chamada peritética) que ocorre nas vizinhanças do ponto de fusão do ferro, quando este se encontra no estado alotrópico delta (δ). Essa reação não apresenta qualquer importância comercial, por isso foi omitida.

As considerações iniciais a serem feitas sôbre o diagrama de equilíbrio Fe-C são as seguintes:

— os aços comerciais não são de fato ligas binárias Fe-C, pois neles estão sempre presentes, devido aos processos comuns

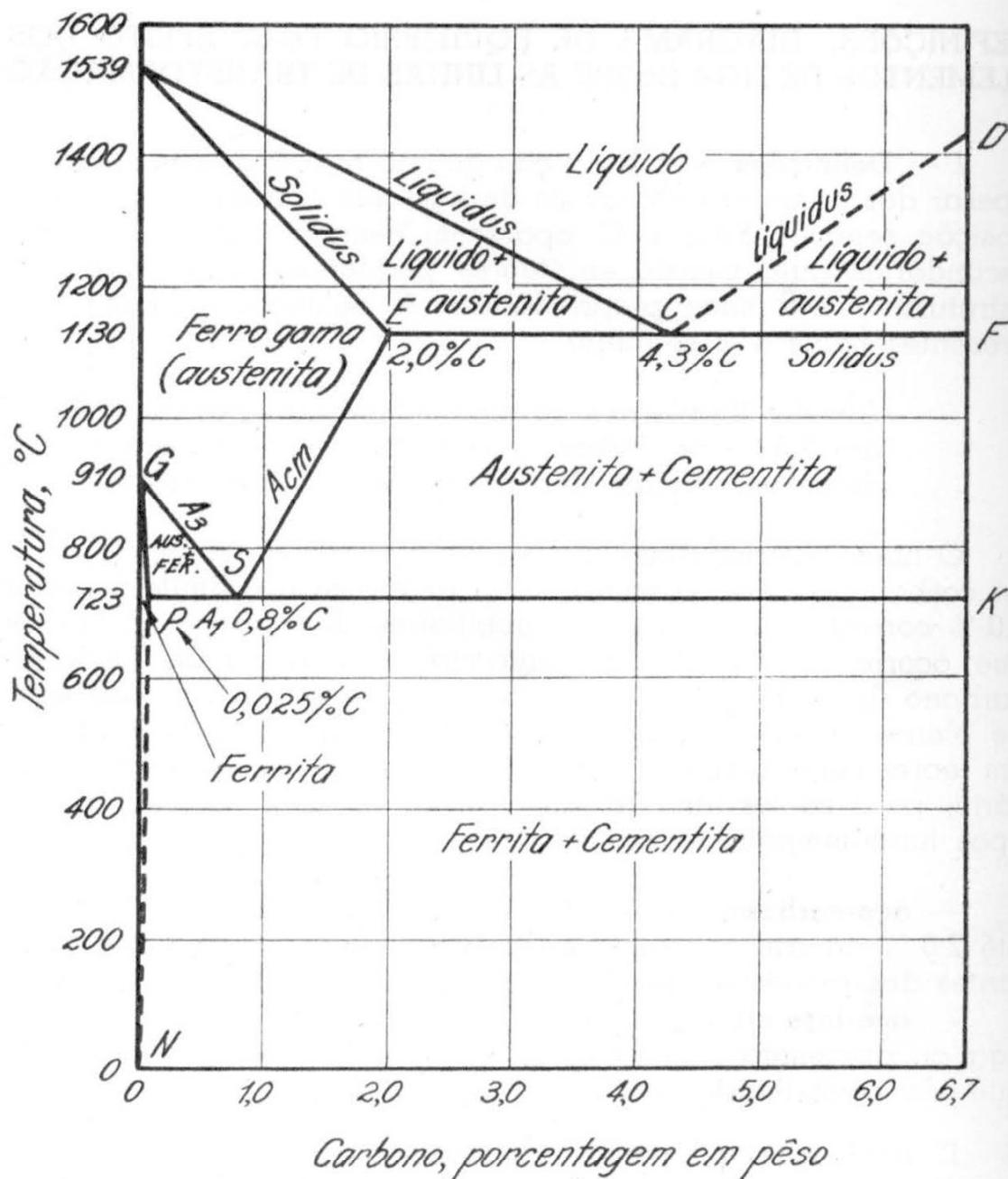


FIG. 1 — Diagrama de equilíbrio da liga Fe-C.

de fabricação, entre outros, os elementos fósforo, enxofre, silício e manganês. Entretanto, nos teores normais, êsses elementos pouco afetam o diagrama Fe-C;

— o diagrama de equilíbrio em questão é, na realidade, um diagrama Fe-Fe₃C. Por outro lado não se trata, a rigor, de um diagrama de equilíbrio estável, porque neste caso não deveria ocorrer qualquer mudança de fase com o tempo. Entretanto essa mudança ocorre, ainda que muito lentamente, tendo sido verificado que, após muitos anos e em condições especiais (altas temperaturas, silício elevado), mesmo em aços de muito baixo teor de carbono, o Fe₃C pode se decompor em ferro e carbono, êste último na forma de grafita. Nessas condições, o diagrama Fe-Fe₃C deve ser considerado de equilíbrio metaestável;

— o ponto A corresponde ao ponto de fusão do ferro puro, isto é, 1539°C e o ponto D, ainda impreciso, ao de fusão do Fe_3C ;

— a parte superior do diagrama, constituído pelas linhas AC, CD, AE, ECF e DF corresponde às reações que ocorrem na passagem do estado líquido ao sólido; examinando-se, agora, a parte inferior do diagrama constituída pelas linhas GS, SE, GP, PSK e FK, verifica-se a sua semelhança com a porção superior. Essa parte do diagrama corresponde às reações que ocorrem no estado sólido;

— o ponto C, na porção superior do diagrama, a 1130°C , indica a presença de uma liga eutética, com 4,3 % de carbono que é, portanto, a de mais baixo ponto de fusão ou solidificação;

— existe correspondência visível entre os pontos C e S, éste último da porção inferior do diagrama. Por êsse motivo, o ponto S é chamado **ponto eutetóide**. Como se vê, S corresponde a 0,8 % de carbono; as ligas com essa composição são chamadas **eutetóides**;

— o ferro puro, como se sabe, apresenta-se até 910°C sob a forma alotrópica alfa e a partir de 910°C até 1390°C no estado alotrópico gama. Essas formas alotrópicas se caracterizam por apresentarem reticulados cristalinos diferentes. A principal consequência dêsse fenômeno, de grande importância prática nos tratamentos térmicos dos produtos siderúrgicos, é a seguinte: **o ferro gama pode manter em solução o carbono ao passo que o ferro alfa não**. A solução sólida do carbono em ferro gama é chamada **austenita**. Êste constituinte, portanto, no diagrama de equilíbrio da liga normal Fe-C aparece a temperaturas elevadas somente. Por outro lado, o carbono afeta a temperatura relativa à transformação alotrópica gama-alfa (e, portanto, a temperatura de existência da austenita): um aumento de carbono abaixa a temperatura dessa transformação até 723°C , exatamente para 0,8 % de carbono. Abaixo de 723°C , nas condições de esfriamento muito lento para o diagrama normal Fe-C, em nenhuma hipótese existirá ferro gama e, portanto, austenita. No gráfico da fig. 1, tal fato é indicado pela linha PSK. Assim, a linha GS marca o início da transformação do ferro gama em ferro alfa e a linha PS o seu fim. Entre GS e PS tem-se simultaneamente as duas fases, gama e alfa;

— entretanto, a solubilidade do carbono no ferro gama não é ilimitada. Ela é máxima a 1130°C e corresponde a 2,0 % de carbono exatamente. À medida que cai a temperatura, a partir de 1130°C , a quantidade de carbono que é solúvel no ferro gama é cada vez menor, até se atingir o valor de 0,8 % de carbono, correspondente a 723°C . No diagrama da fig. 1 êsse fato é indicado pela linha SECF. Assim, na faixa compreendida entre a linha SECF e a linha SK estão presentes duas fases: ferro gama e carbono, éste último sob a forma de carboneto de ferro (chamado **cementita**). O teor de carbono 2,0 % correspondente

ao ponto C, é adotado como separação teórica entre os dois principais produtos siderúrgicos:

aços — teores de carbono até 2,0 %

ferros fundidos — teores de carbono acima de 2,0 %

— por outro lado, a solubilidade sólida do carbono em ferro alfa não é nula. À temperatura ambiente, cerca de 0,006 % de carbono se dissolvem no ferro alfa e essa quantidade aumenta com a temperatura até que a 723° C, 0,025 % de carbono podem se dissolver no ferro alfa. Dessa temperatura até 910° C, há decréscimo novamente da solubilidade sólida do carbono no ferro alfa. Esses fatos são representados no gráfico da fig. 1 pelas linhas NP e PG. Devido a essa solubilidade sólida do carbono no ferro alfa, costuma-se considerar aços, as ligas ferro-carbono com carbono de 0,006 % até 2,0 %. Até 0,006 % de carbono, o produto siderúrgico é **ferro** chamado **comercialmente puro**:

— a linha GS que, no esfriamento, indica a passagem do ferro gama a ferro alfa é representada pela letra A_3 ; a linha PSK, abaixo da qual não pode existir ferro gama, é representada por A_1 ; a linha ES, indicativa da solubilidade máxima do carbono no ferro gama, é representada por A_{cm} . Essas linhas são chamadas também **linhas de transformação**, porque ao serem atingidas, quer no esfriamento, quer no aquecimento, têm início ou terminam importantes transformações estruturais no estado sólido. A zona limitada por essas linhas é, por essa mesma razão, chamada de **zona crítica**:

— em resumo: entre as linhas AG, GS, SE e EA a fase sólida que está presente é ferro gama ou **austenita**; entre as linhas GO, GP e PN, a fase sólida presente é ferro alfa (também chamado **ferrita**); entre as linhas GS, GP, e PS de um lado e SE, ECF e SK de outro, existe mais de uma fase sólida em processo de transformação; e abaixo da linha PSK até a temperatura ambiente, estão presentes as fases sólidas resultantes das transformações verificadas na zona crítica e formadas em caráter definitivo.

Como se processam essas transformações e quais as fases resultantes no caso das ligas até 2,0 % de carbono?

Para esse estudo, é conveniente no diagrama da fig. 1 aumentar a escala da zona correspondente aos aços (fig. 2).

2 — Transformações que ocorrem entre 0 e 2,0 % de carbono — Os aços com 0,8 % de carbono são chamados **eutetoides**; os que apresentam carbono abaixo de 0,8 % são chamados **hipoeutetoides** e os que apresentam carbono entre 0,8 e 2,0 % são chamados **hipereutetoides**.

Considere-se o esfriamento de um aço hipoeutetoide — com 0,3 % de carbono por exemplo. Ao atravessar a linha solidus, está inteiramente solidificado, na forma de uma solução sólida perfeita — **austenita** — e assim permanecerá até atingir o limite

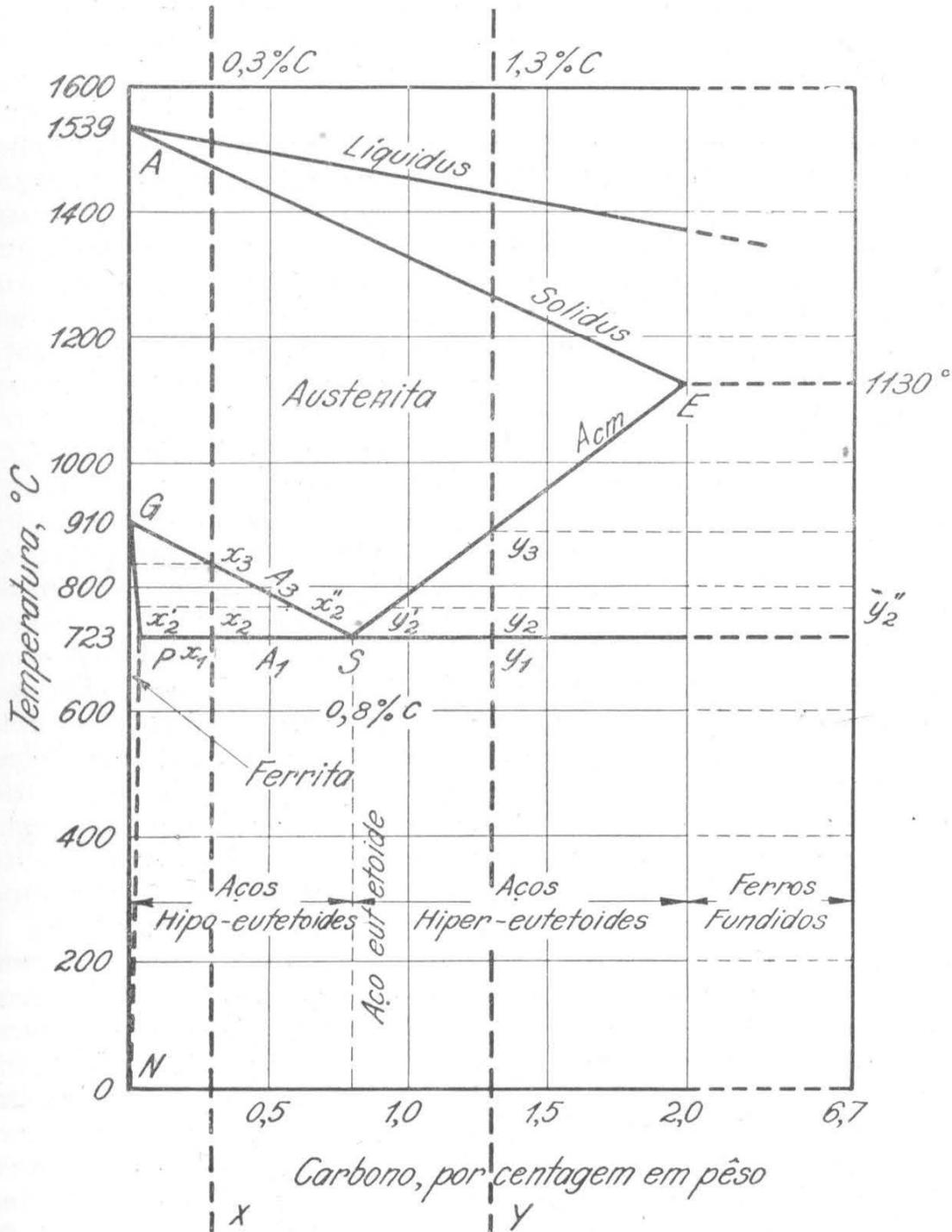


FIG. 2 — Diagrama de equilíbrio Fe-C para teores de 0 a 2.02 de carbono.

superior da zona crítica, linha A₃, no ponto x₃. Essa austenita conterá 0,3 % de carbono dissolvidos no ferro gama e se apresentará na forma de cristais com reticulado cúbico de face centrada. Se fosse possível seu exame ao microscópio êsse constituinte se apresentaria parecido com o ferro puro. Ao atingir o ponto x₃, parte do ferro gama passa a alfa e como êste não pode manter em solução sólida se não um teor mínimo de carbono, êle se separa, ocasionando, em consequência, um enriquecimento de carbonô na austenita remanescente não transfor-

mada. Para que ocorra nova mudança desta austenita não transformada será, portanto, necessário um abaixamento ulterior de temperatura. Suponha-se que se tenha atingido o ponto x_2 . Nesse ponto, mais ferro gama terá se transformado em alfa, que se separa ocasionando ainda maior enriquecimento de carbono da austenita remanescente. A exata composição das duas fases existentes à temperatura correspondente ao ponto x_2 é dada pela intersecção da horizontal passando por x_2 com as linhas GP de um lado e GS do outro. Vê-se claramente que o ferro alfa (ou **ferrita**) separado apresenta só pequena porcentagem de carbono, ao passo que a austenita restante se enriquece paulatinamente de carbono. À medida que o esfriamento prossegue, separa-se cada vez mais ferrita, cuja composição percorre a linha GP e a austenita restante se enriquece de carbono, percorrendo a linha GS. A 723°C , no ponto x_1 da linha inferior A_1 da zona crítica, o aço consistirá de uma certa quantidade de ferro alfa ou ferrita e de uma certa quantidade de austenita residual com teor de carbono igual a 0,8 %. Em outras palavras, a 723°C , o aço com 0,3 % de carbono apresentará a máxima quantidade de ferrita que podia se separar e o restante será constituído de austenita, com 0,8 % de carbono. Nesse instante, entretanto, o ferro gama da austenita passa a ferro alfa pois abaixo de 723°C não pode mais existir ferro na forma alotrópica gama. A transformação ferro gama a ferro alfa dá-se agora de modo brusco e repentino evidentemente, de modo que os constituintes que resultam da transformação, ferro alfa ou ferrita de um lado, e carbono na forma de Fe_3C , do outro, não têm tempo de assumirem posições perfeitamente distintas: a ferrita e o Fe_3C (**cementita**) que nessas condições se formam, se dispõem de um modo característico, em lâminas extremamente delgadas, distribuídas alternadamente, muito próximas umas das outras e perceptíveis ao microscópio somente mediante grandes ampliações. Origina-se assim um novo constituinte de forma lamelar típica, chamado **perlita**. Abaixo de 723°C , até a temperatura ambiente, prosseguindo-se no esfriamento lento, não se nota mais qualquer alteração estrutural. Em resumo, os aços hipo-eutetoides ou com teor de carbono até 0,8 % são constituídos à temperatura ambiente de ferrita e perlita. (fig. 3). Haverá tanto maior quantidade de ferrita quanto menos carbono o aço apresentar e tanto maior quantidade de perlita quanto mais se aproximar o aço do ponto eutetoide. Aliás, para se estimar a constituição estrutural dessa liga com 0,3 % de C, bastará aplicar-se a conhecida «regra da alavanca» :

$$\begin{aligned} \% \text{ de ferrita} &= 100 \times \frac{0,80 - 0,30}{0,80 - 0} = 62,5 \% \\ (\text{chamada pro-eutetoide}) & \\ \% \text{ de perlita} &= 100 \times \frac{0,30 - 0}{0,80 - 0} = 37,5 \% \end{aligned}$$

A liga com teor de carbono entre 0 e N, ou o ferro comercialmente puro, após a solidificação apresentará a solução sólida austenita até atingir a linha de transformação A_3 . Até a linha GP o ferro comercialmente puro será constituído de austenita e

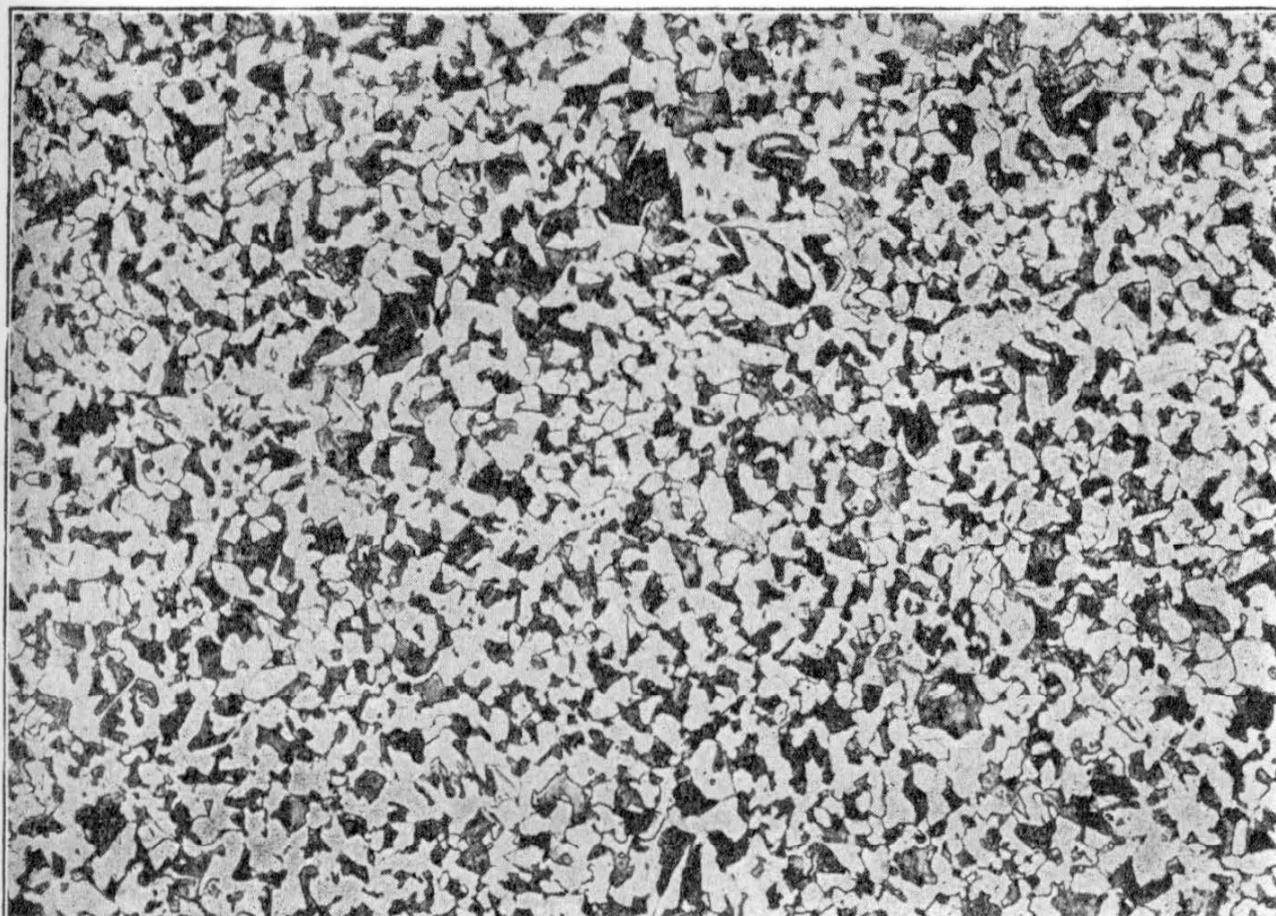


FIG. 3 — Aspecto micrográfico de um aço hipo-eutetoide esfriado lentamente. Ataque: ácido nítrico 150 x.

ferrita e da linha GP até a temperatura ambiente exclusivamente de ferrita.

Suponha-se, agora, o esfriamento de um aço hiper-eutetoide, por exemplo com 1,3 % de carbono. Esse aço também será exclusivamente constituído de austenita, depois de atravessar a linha solidus, até atingir o limite superior da zona crítica, linha A_{cm} no ponto γ_3 . Essa linha, como se viu, marca o limite da solubilidade sólida do carbono no ferro gama. Portanto, ao atravessar a linha SE ou A_{cm} começa a haver separação de carbono, na forma Fe_3C (**cementita**) com 6,7 % de carbono; essa cementita vai se localizar nos contornos dos grãos de austenita. Esta, em consequência se empobrece de carbono, de modo que para que haja ulterior separação de Fe_3C é necessário um abaixamento de temperatura. A uma temperatura correspondente ao ponto γ_2 (fig. 2) verifica-se que as fases em equilíbrio são cementita (ponto γ''_2) e austenita com a composição correspondente ao ponto γ'_2 . À medida, pois, que o esfriamento prossegue, verifica-se contínua separação de cementita e a austenita res-

tante percorre a linha ES empobrecendo-se constantemente em carbono. Ao atingir-se, no esfriamento, a temperatura 723°C , tem-se um lado Fe_3C e de outro austenita com composição equivalente ao ponto eutetóide, isto é, 0,8 % de carbono. Neste

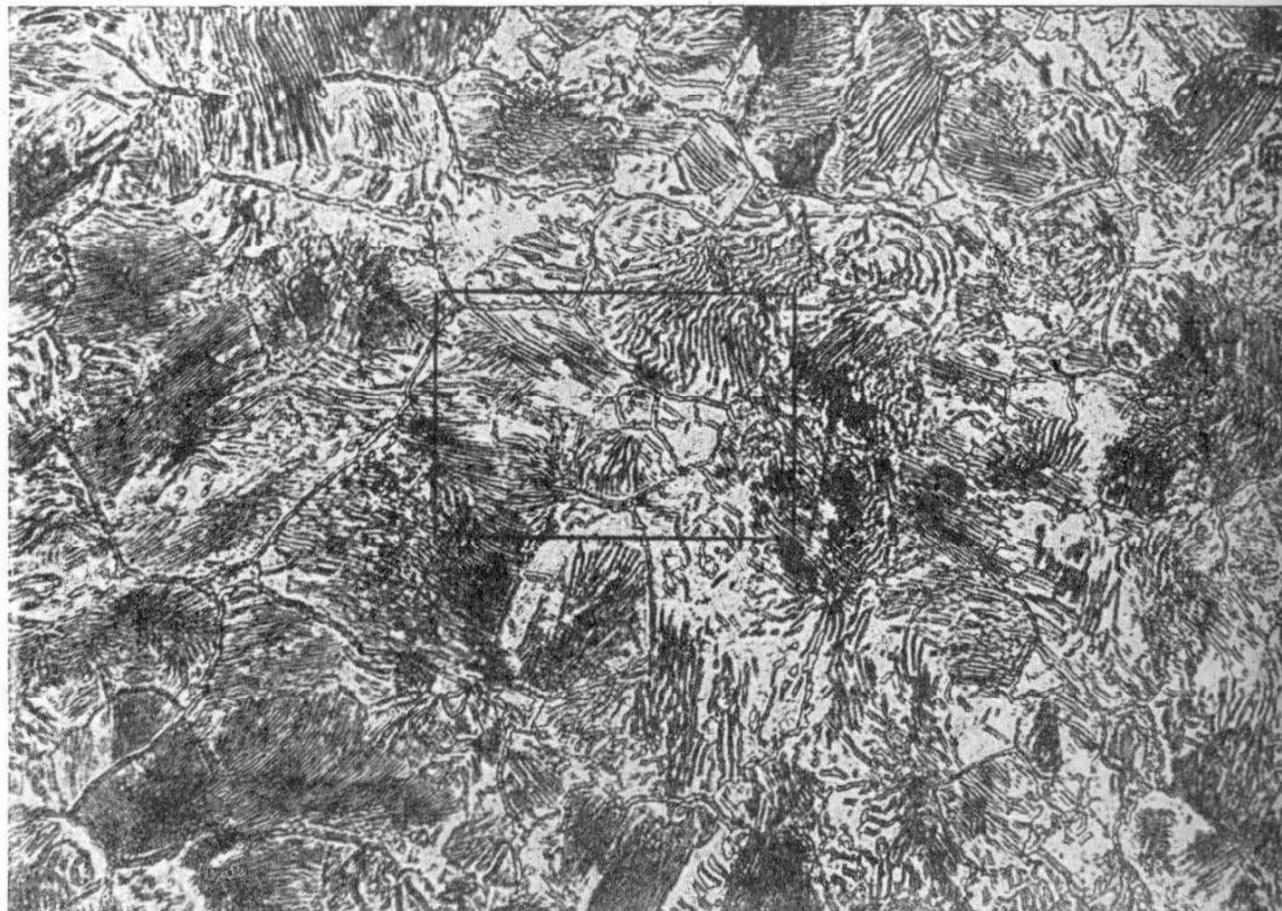


FIG. 4 — Aspecto micrográfico de um aço hiper-eutetoide esfriado lentamente. Ataque: ácido nítrico 200 x.

momento, todo o ferro gama passa brusca e repentinamente a alfa e a austenita restante adquire a forma lamelar da perlita. Assim, abaixo de 723°C , até a temperatura ambiente, os aços hiper-eutetoides serão constituídos de perlita e cementita (fig. 4). Também aqui, aplicando-se a «regra da alavanca» ter-se-á a composição estrutural seguinte :

$$\% \text{ perlita} = 100 \times \frac{6,67 - 1,30}{6,67 - 0,80} = 91,5 \%$$

$$\% \text{ cementita} = 100 \times \frac{1,30 - 0,80}{6,67 - 0,80} = 8,5 \%$$

(chamada pro-eutetoide)

Finalmente, um aço eutetoide, depois de inteiramente solidificado não sofrerá qualquer transformação até atingir a temperatura de 723°C , momento em que toda a austenita passará

bruscamente a perlita. Assim, um aço com composição correspondendo exatamente à do ponto eutetoide será constituído à temperatura ambiente exclusivamente de perlita (fig. 5).

A composição estrutural, da perlita também determinada pela «regra da alavanca» é a seguinte :

$$\begin{aligned} \% \text{ ferrita} &= 100 \times \frac{6,67 - 0,80}{6,67 - 0} = 88 \% \\ \% \text{ cementita} &= 100 \times \frac{0,80 - 0}{6,67 - 0} = 12 \% \end{aligned}$$

Em resumo, a constituição estrutural à temperatura ambiente das ligas ferro carbono de 0 até 2,0 % de carbono, esfriadas lentamente a partir de temperaturas acima da zona crítica, é a seguinte :

- ferro comercialmente puro — ferrita;
- aços hipo-eutetoides (até 0,8 % de carbono) — ferrita e perlita;
- aços eutetoides (0,8 % de carbono) — perlita;

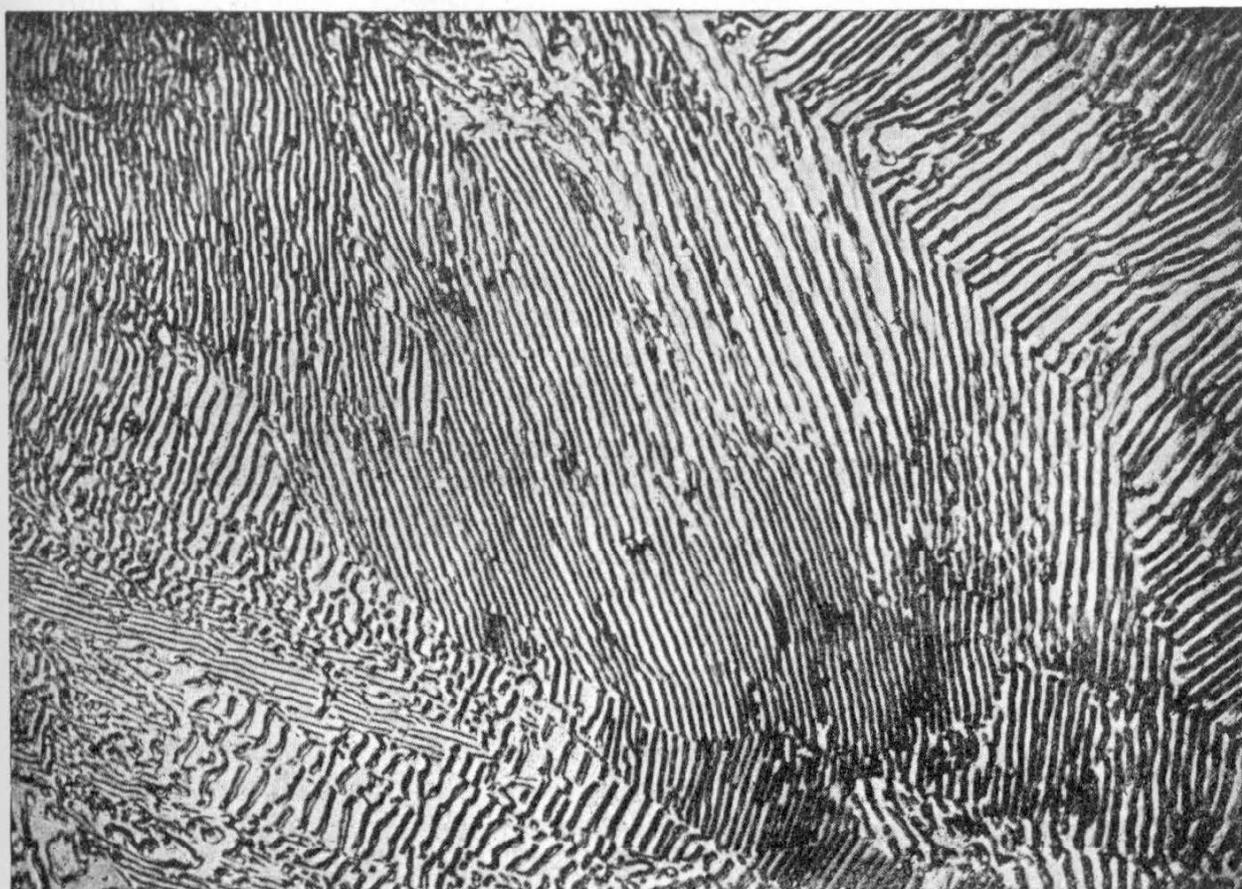


FIG. 5 — Aspecto micrográfico de um aço eutetoide esfriado lentamente.
Ataque: ácido nítrico 750 x.

— aços hiper-eutetoides (0,8 a 2,0 % de carbono) — perlita e cementita.

Os aços hipo-eutetoides apresentarão tanto maior quantidade de ferrita quando menos carbono contiverem e os aços hiper-eutetoides tanto maior quantidade de cementita quanto mais se aproximarem do teor 2,0 % de carbono.

3 — **Propriedades dos constituintes dos aços** — Os constituintes básicos dos aços são, pois, austenita, ferrita, cementita e perlita.

A **austenita** (do nome do metalurgista inglês Roberts-Austen), nos aços-carbono comuns, só é estável acima de 723° C; consta de uma solução sólida de carbono no ferro gama e apresenta uma estrutura de grãos poligonais irregulares; possui boa resistência mecânica e apreciável tenacidade; é não-magnética.

A **ferrita** (do latim «ferrum») é ferro no estado alotrópico alfa contendo em solução traços de carbono; apresenta também uma estrutura de grãos poligonais irregulares; possui baixa dureza e baixa resistência à tração, cerca de 28 kg/mm², mas excelente resiliência e elevado alongamento.

A **cementita** (do latim «caementum») é o carboneto de ferro Fe₃C contendo 6,67 % de carbono; muito dura (na escala Moh's ocuparia aproximadamente o lugar do feldspato), quebradiça, é responsável pela elevada dureza e resistência dos aços de alto carbono, assim como pela sua menor ductilidade.

A **perlita** (nome devido à nuance de cores de madre-perla que esse constituinte frequentemente apresenta ao microscópio) é a mistura mecânica de 88 % de ferrita e 12 % de cementita, na forma de lâminas ou lamelas finas (de espessura raramente superior a um milésimo de milímetro) dispostas alternadamente. As propriedades mecânicas da perlita são, portanto, intermediárias entre as da ferrita e da cementita, dependendo, entretanto, do tamanho das partículas de cementita. Sua resistência à tração é, em média, 70 kg/mm². A proporção de perlita num aço cresce de 0 % para ferro puro até 100 % para aço eutetoide (0,8 % de carbono), de modo que um aço com 0,5 % de carbono, por exemplo, apresentará cerca de 62,5 % de perlita.

Devido aos característicos mecânicos dos constituintes dos aços, as propriedades mecânicas destes, quando esfriados lentamente, variam de acordo com a proporção daqueles constituintes. Assim, ferro comercialmente puro, constituído só de ferrita, apresenta-se mole, dútil, pouco resistente e muito resiliente; à medida que o teor de carbono cresce, aumentam os valores representativos da resistência mecânica, isto é, o limite de escoamento, o limite de resistência à tração e a dureza, ao passo que caem os valores relativos à ductilidade, como alongamento, estrição e resiliência. A tabela I dá valores obtidos para algumas propriedades mecânicas, em função do teor de carbono, de aços no estado recozido, isto é, esfriados lentamente de temperaturas acima da zona crítica.

TABELA I

Propriedades mecânicas de aços esfriados lentamente, em função do teor de carbono.

Carbono %	Limite de escoamento, kg/mm ²	Limite de resistência à tração, kg/mm ²	Alongamento %	Estricção %	Dureza Brinell
0,01	12,5	29,0	47	71	90
0,20	25,0	41,5	37	64	115
0,40	31,0	52,5	30	48	145
0,60	34,5	67,0	23	33	190
0,80	36,5	80,5	15	22	220
1,00	36,5	75,5	22	26	195
1,20	36,0	71,5	24	39	200
1,40	35,0	69,5	19	25	215

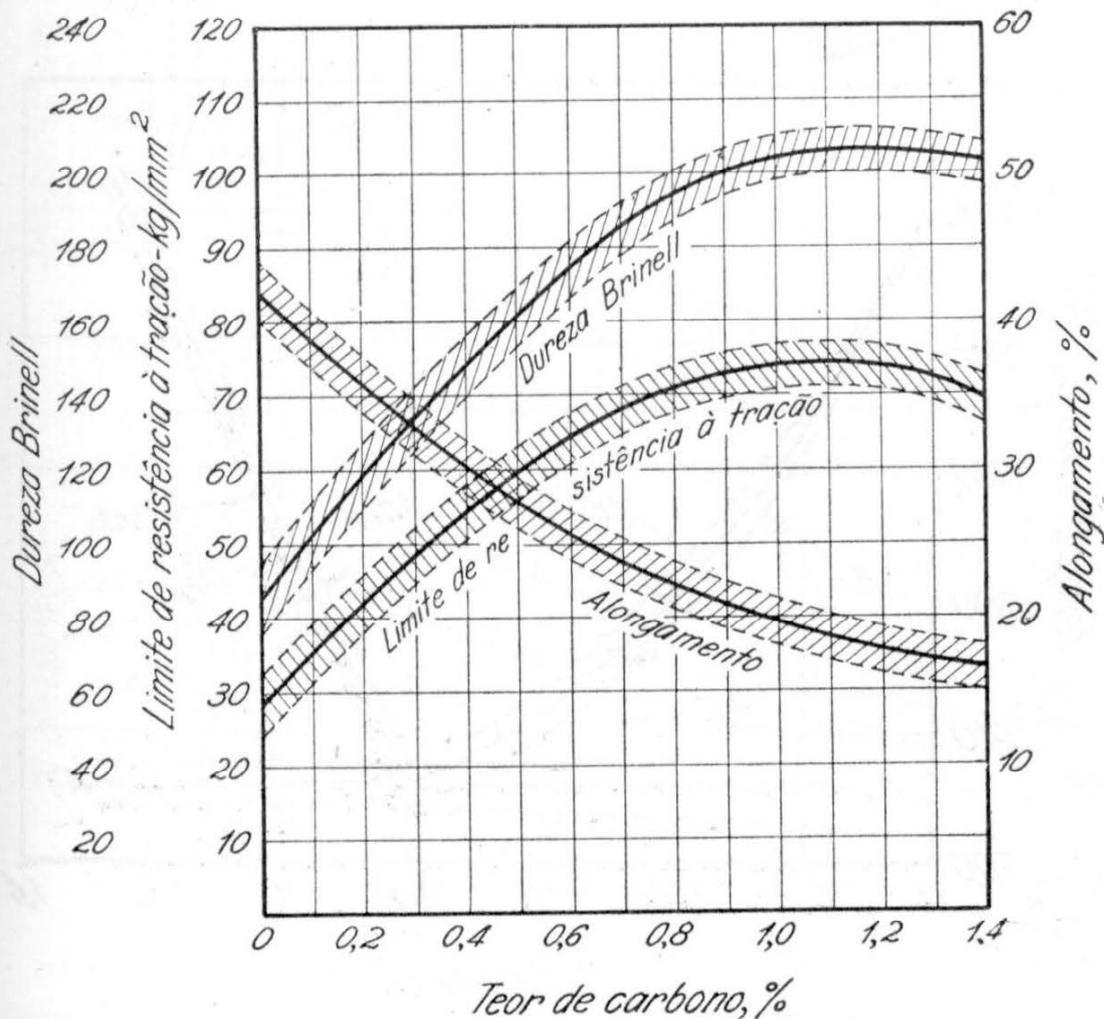


FIG. 6 — Influência do teor de carbono sobre propriedades mecânicas do aço esfriado lentamente.

Postos em gráfico os valores do limite de resistência à tração, alongamento e dureza Brinell que são os valores mais representativos das propriedades mecânicas dos metais, pode-se obter três curvas médias, como está indicado na fig. 6 que nos mostra, de um modo mais nítido, a influência do teor de carbono sôbre as propriedades mecânicas dos aços esfriados lentamente. Verifica-se que as curvas de dureza Brinell e de resistência à tração são aproximadamente paralelas. Evidentemente, as três curvas podem sofrer deslocamentos sensíveis para valores superiores e inferiores, pois muitos outros fatores além do teor de carbono entram em jôgo também. Esse fato é indicado na fig. 6 pelas áreas achuradas.

De acôrdo com o teor de carbono, costuma-se agrupar os aços em três grupos principais :

- aços doces, com carbono de 0,15 a 0,25 %;
- aços meio-duros, com carbono de 0,25 a 0,50 %;
- aços duros, com carbono de 0,50 a 1,40 %.

4 — Efeito do esfriamento e do aquecimento sôbre a posição das linhas de transformação — O diagrama visto (figs. 1 e 2)

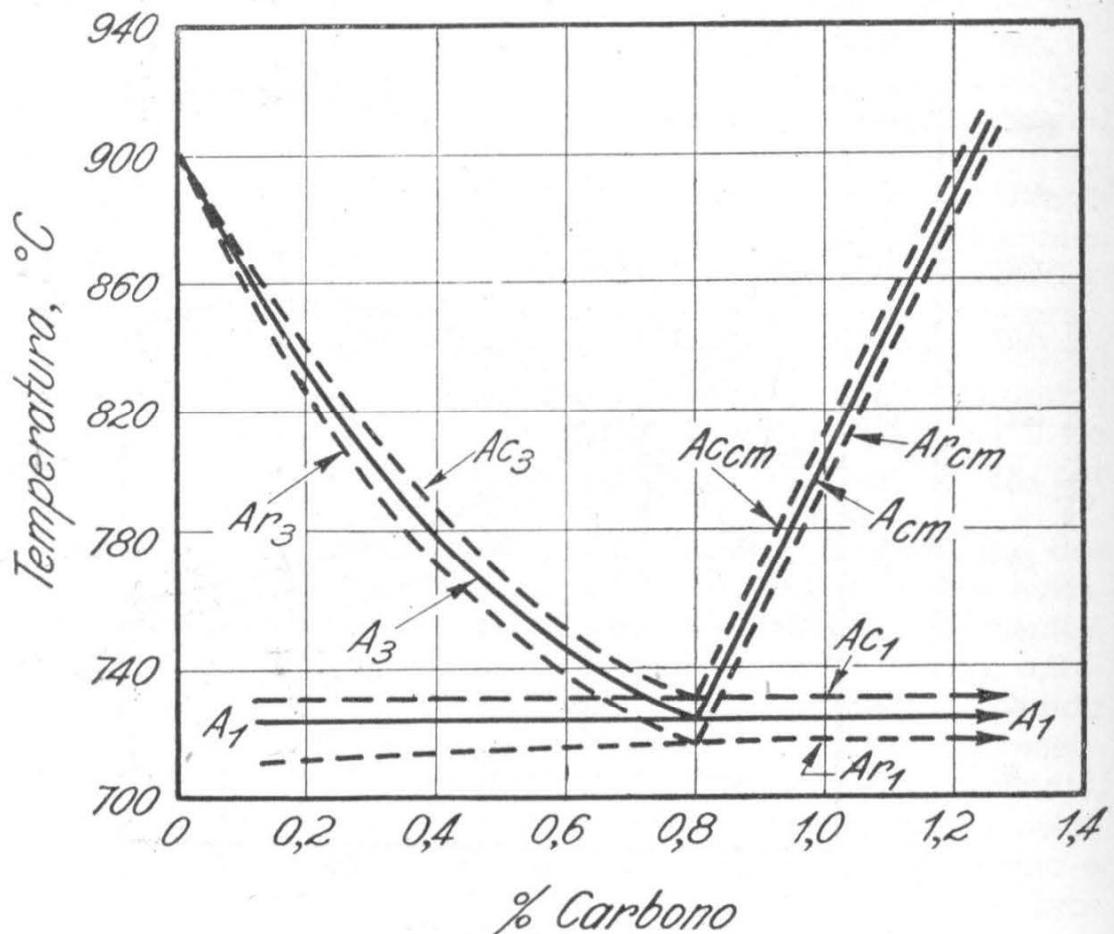


FIG. 7 — Influência do aquecimento e esfriamento a $\frac{1}{8}^{\circ}\text{C}/\text{minuto}$ sôbre as temperaturas de transformação na liga Fe-C. (Figura extraída do livro «Functions of the Alloying Elements in Steel» de E. C. Bain).

é para **esfriamento lento**; a posição das linhas de transformação é, entretanto, diferente quando se considera o **aquecimento lento**.

A figura 7 mostra os deslocamentos que ocorrem às temperaturas prováveis de equilíbrio, nas condições práticas de aquecimento e esfriamento. As designações Ac e Ar são originadas de:

- c = «chauffage», para ciclos ordinários de aquecimento;
- r = «refroidissement» para ciclos ordinários de esfriamento.

5 — Efeito dos elementos de liga sôbre o diagrama de equilíbrio Fe-C.

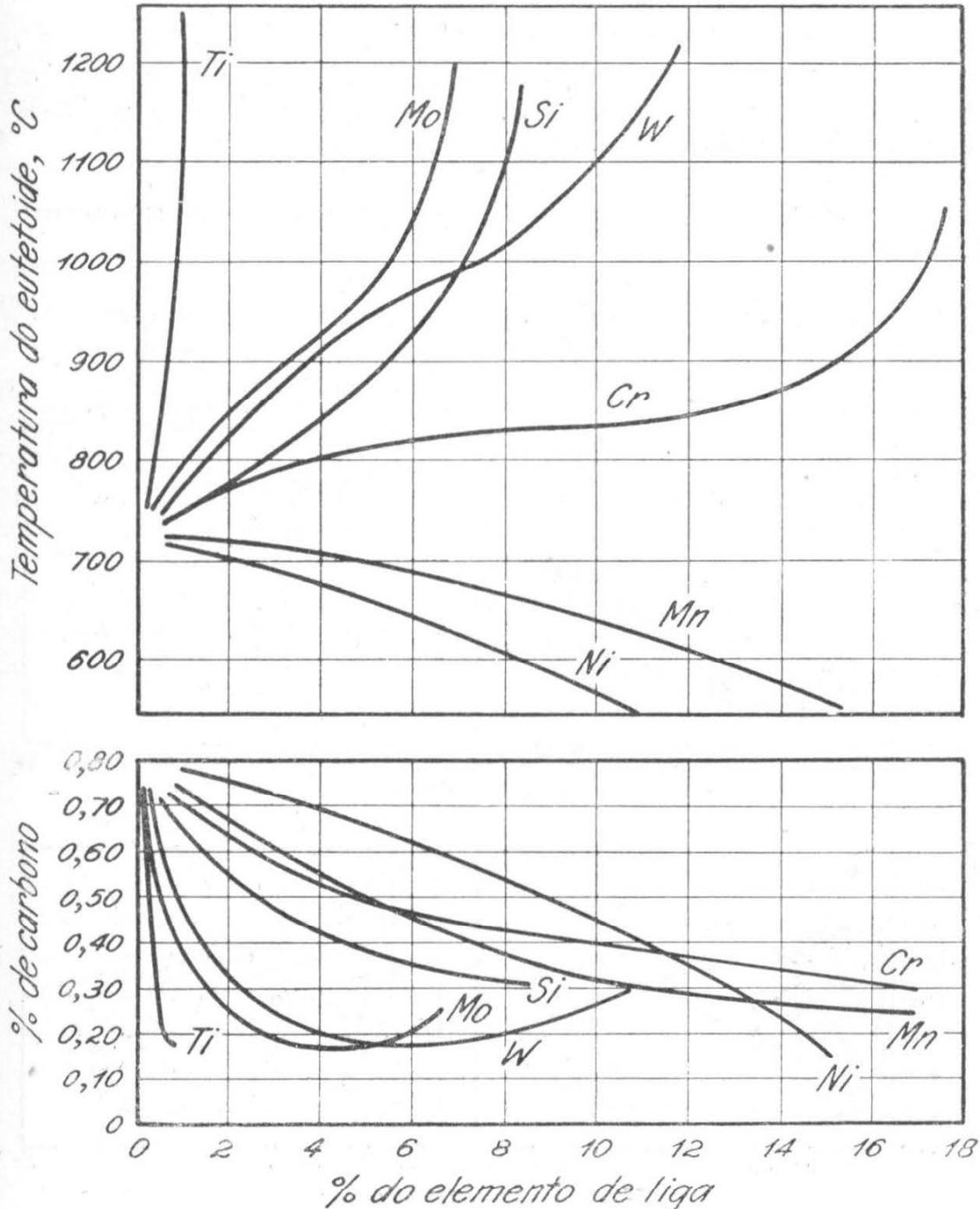


FIG. 8 — Influência dos elementos de liga sôbre o teor de carbono e a temperatura do eutetoide (Figura extraída do livro «Engineering Metals and Their Alloys» de C. H. Samans).

a) **Influência sôbre as transformações alotrópicas do ferro puro.**

A êsse respeito, os elementos de liga podem ser divididos em dois grupos:

— os que abaixam a transformação alfa-gama e elevam a transformação gama-delta, isto é, alargam a faixa dentro da qual o ferro gama é estável: **manganês, níquel e cobalto**; tais elementos são soluveis em apreciáveis quantidades, tanto no ferro gama como no ferro alfa;

— os que elevam a transformação alfa-gama e abaixam a transformação gama-delta, isto é, estreitam a faixa dentro da qual o ferro gama é estável: **silício, cromo, tungstênio, molibdênio, fósforo, vanádio, titânio, alumínio e enxofre**.

b) **Influência sôbre as linhas de transformação do diagrama Fe-C.**

— efeito dos elementos de liga sôbre a porcentagem de carbono e a temperatura do ponto eutetoide:

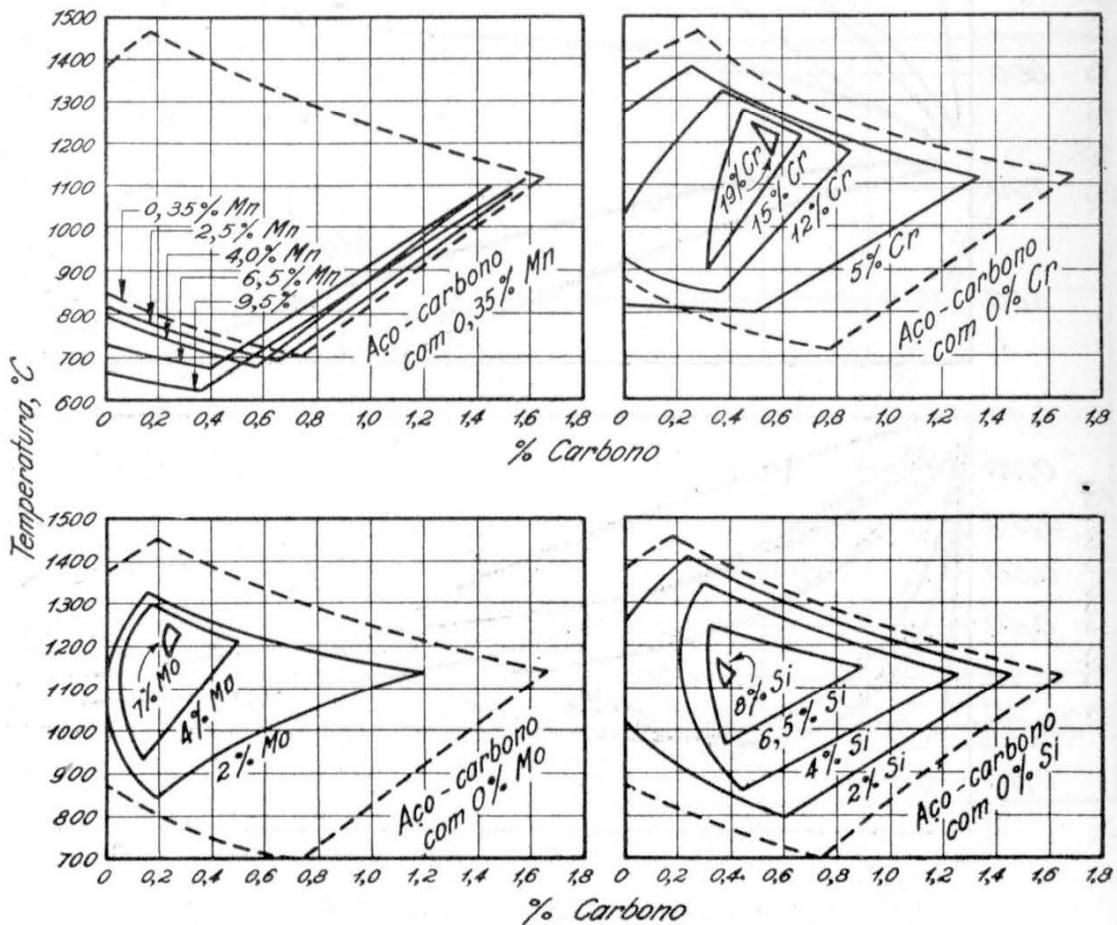


FIG. 9 — Efeito de certos elementos de liga sôbre o campo austenítico (Figura extraída do livro «Engineering Metals and Their Alloys» de C. H. Samans).

Tal efeito está esquematizado na fig. 8, onde se vê que todos os elementos de liga tendem a diminuir o teor de carbono do eutetoide, ao passo que, somente o níquel e o manganês tendem a diminuir a temperatura do eutetoide, os outros apresentando tendência oposta.

— efeito sobre o campo austenítico :

O efeito dos elementos manganês, cromo, molibdênio e silício está esquematizado na fig. 9. Verifica-se que o manganês, em teores crescentes, abaixa a temperatura do eutetoide, além de diminuir o seu teor de carbono; nota-se que com um teor adequado de Mn, poder-se-á obter estrutura inteiramente perlítica somente com cerca de 0,3 % de carbono. O cromo, o molibdênio e o silício se comportam de modo contrário ao manganês no que se refere à influência sobre a temperatura do eutetoide; quanto ao teor de carbono do eutetoide, a tendência é idêntica à do Mn. Todos eles, em resumo, com exceção do Mn, contraem o campo austenítico, tendendo a tornar o aço quasi que inteiramente ferrítico.

Convém observar que essa habilidade de certos elementos de liga, como o Mn, o Cr, o Mo, o Si, o Ni, o Ti etc. de produzirem uma estrutura eutetoide apresentando um teor de carbono comparativamente baixo é muito importante, visto que a liga mais resistente é a eutetoide. Como a dureza e a fragilidade crescem com a porcentagem de Fe_3C , é evidente que se se puder obter uma estrutura resistente, inteiramente perlítica, mediante a introdução de elementos de liga num aço com menor teor de carbono, essa estrutura será também mais mole e menos frágil do que a estrutura semelhante num aço-carbono comum.

II

EFEITO DA VELOCIDADE DE ESFRIAMENTO SÔBRE A TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITA. DIAGRAMA «TRANSFORMAÇÃO - TEMPO - TEMPERATURA».

1 — **Efeito da velocidade de esfriamento sôbre a transformação da austenita** — O diagrama de equilíbrio Fe-C estudado é válido para aços esfriados muito lentamente. A zona crítica como está localizada na fig. 2 refere-se, pois, para condições de esfriamento muito lento. À medida, entretanto, que a velocidade de esfriamento aumenta, a posição da zona crítica altera-se sensivelmente, verificando-se gradual abaixamento das linhas críticas A_3 e A_1 , o qual pode atingir a centenas de graus. À rigor, o que se verifica não é um abaixamento das linhas críticas, mas sim um atrazo no início das transformações, devido a uma inércia própria de certos fenômenos físicos.

Seja um aço eutetoide. Esse aço apresenta uma única temperatura crítica (A_3 e A_1 se confundem) a 723°C . Acima dessa temperatura, tem-se só austenita e abaixo só perlita, em condições de esfriamento extremamente lento. Com velocidades de esfriamento cada vez maiores, o ponto crítico indicado nesse

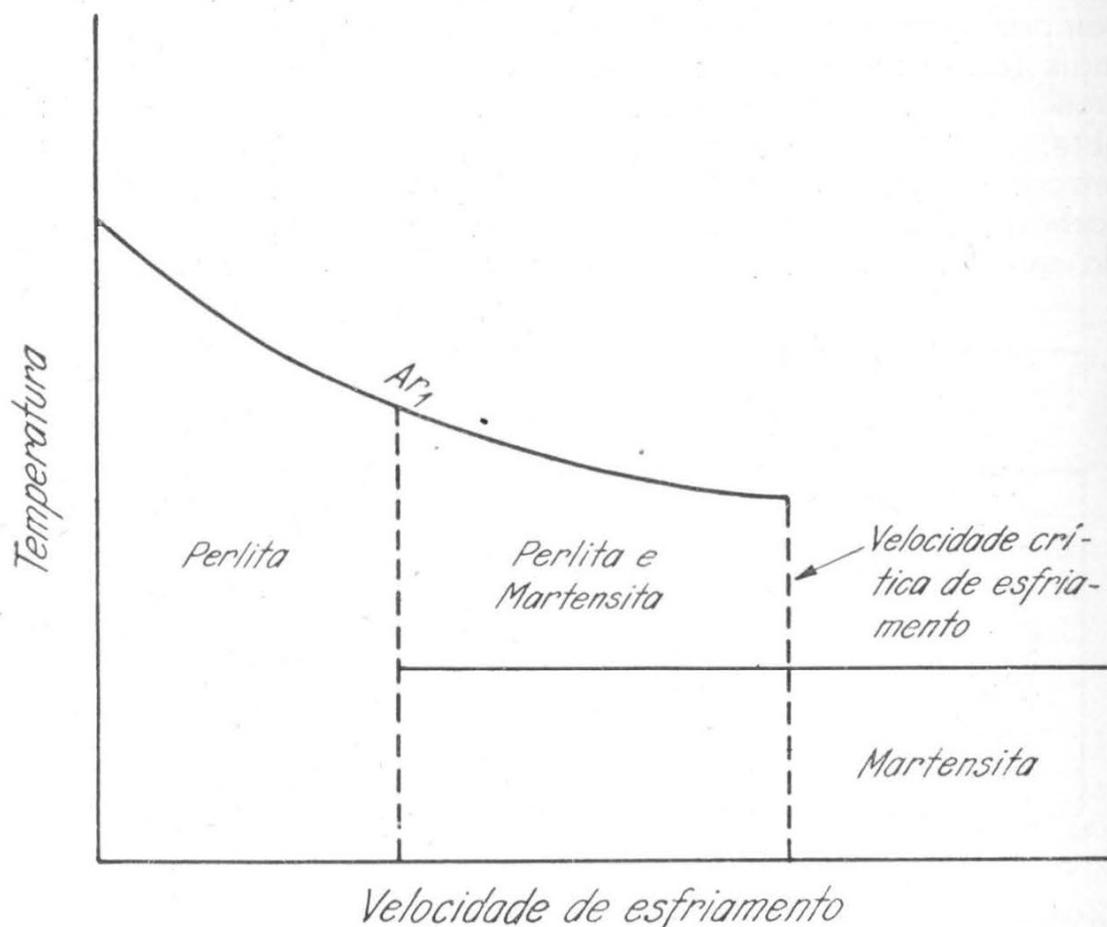


FIG. 10 — Efeito da velocidade de esfriamento sôbre a transformação A_1 de um aço eutetoide (diagrâma de transformação bi-partida).

caso por A_{r1} , se apresenta a temperaturas cada vez mais baixas (fig. 10).

O produto que resulta da transformação nessas condições até uma certa velocidade de esfriamento, é perlita com características e propriedades que dependem da velocidade de esfriamento. Ao se atingir uma certa velocidade, a uma temperatura mais baixa, aparece junto com a precedente uma nova transformação, dando origem a um constituinte completamente diferente, a «**martensita**». Dentro de uma certa faixa de velocidade de esfriamento, há, portanto, formação simultânea dos dois constituintes — perlita e martensita. Finalmente, para uma certa velocidade de esfriamento, desaparece inteiramente a primeira transformação e cessa, portanto, a formação da perlita; permanece só a segunda transformação, tendo como produto resultante a martensita. À velocidade de esfriamento em que isso acontece dá-se o nome de **velocidade crítica de esfriamento**, de grande importância no estudo dos tratamentos térmicos dos aços, como se verá mais adiante. Em resumo, com velocidades maiores que a velocidade crítica de esfriamento, só se verifica a formação do constituinte **martensita**, cujas propriedades serão estudadas mais adiante e que desempenha papel de relevo nos tratamentos térmicos dos aços. O desdobramento da temperatura de transformação em duas, como a fig. 10 mostra, é a razão da designação de «transformação bi-partida» para o fenômeno explicado. Verifica-se, pois, que diferentes velocidades de esfriamento podem ocasionar o aparecimento de novos constituintes e, em consequência, dar origem a propriedades inteiramente novas nos aços.

2 — **Curva TTT ou em C (também chamada em S)** — A melhor compreensão dos fenômenos que ocorrem quando o aço é esfriado a diferentes velocidades de esfriamento é conseguida pelo estudo dos tempos e temperaturas necessários para que a austenita se decomponha nos seus constituintes normais (perlita e ferrita ou perlita e cementita). Isso é feito pela verificação das relações entre as transformações ocorridas e a velocidade de esfriamento a temperaturas constantes. O estudo experimental é realizado tomando-se corpos de prova de aço de pequenas dimensões, os quais são aquecidos à temperatura de austenitização de modo a adquirirem estrutura austenítica; em seguida, são mergulhados em um banho líquido (de sal fundido ou chumbo fundido) a uma temperatura T abaixo da linha inferior da zona crítica (linha A_1) e aí mantidos para observação dos tempos necessários para a transformação da austenita se iniciar e terminar. Essa verificação é feita ou pelo exame da microestrutura, como está ilustrado esquematicamente na fig. 11, ou pela modificação de certos característicos, como volume ou dureza. A medida dessas propriedades ou o exame da microestrutura são feitos esfriando-se em água ou salmoura os corpos de prova depois de mantidos o tempo previsto à temperatura T . Como

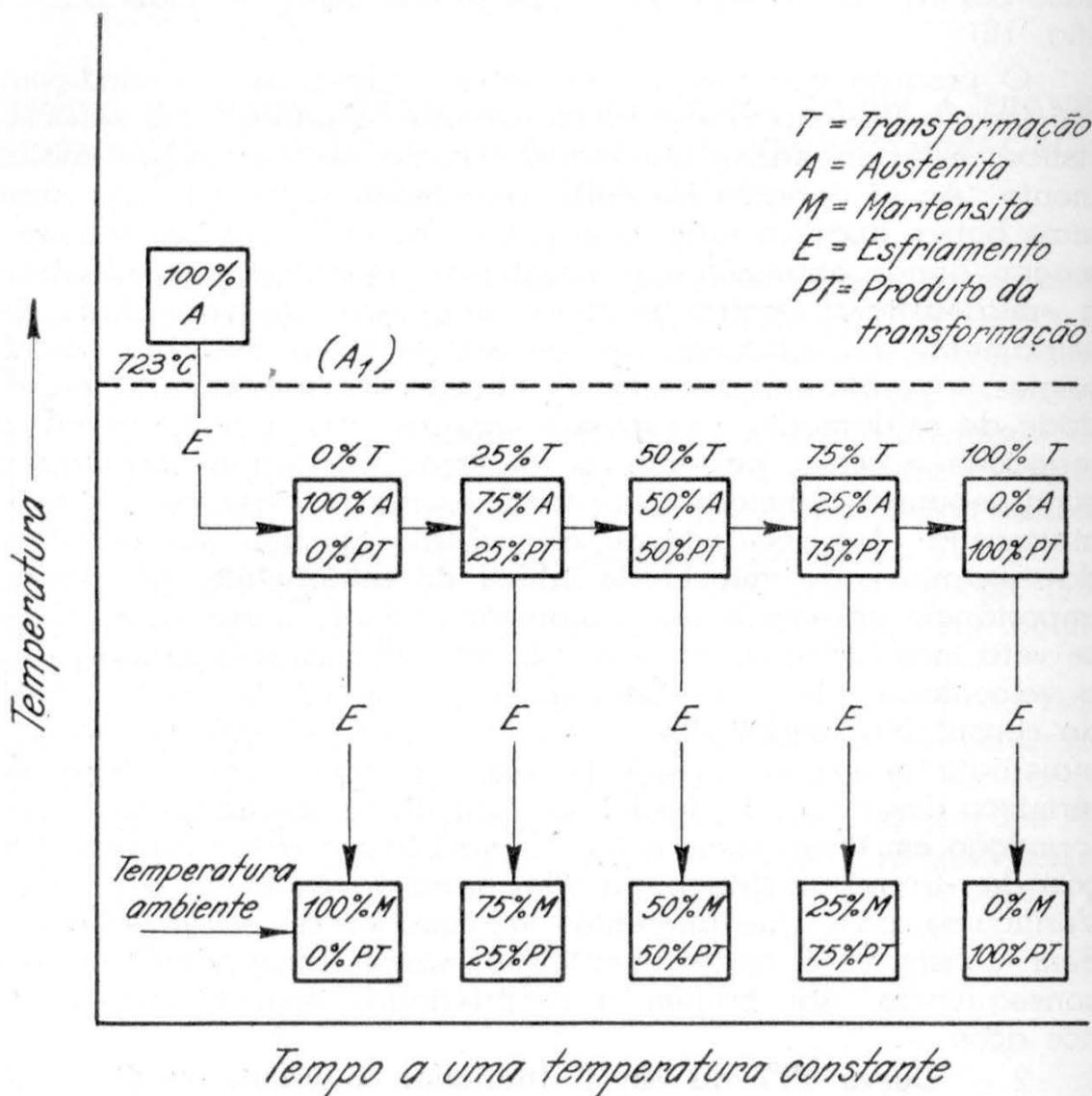


FIG. 11 — Representação esquemática do progresso da transformação de austenita a uma temperatura constante abaixo da crítica.

resultado desse estudo, pode-se construir um diagrama «temperatura-velocidade de esfriamento» ou «temperatura-tempo» onde, em cada temperatura, se tem uma indicação da porcentagem de transformação em função da velocidade de esfriamento. Esse diagrama de «**transformação isotérmica**» ou «**a temperatura constante**» é de grande importância tanto sob o ponto de vista científico como sob o ponto de vista prático, pois o seu conhecimento facilita muito a compreensão e a realização dos tratamentos térmicos dos aços.

Em resumo, num diagrama tempo-temperatura (tempo em escala logarítmica preferivelmente) (fig. 12), marca-se, para cada temperatura, os pontos de início e de fim de transformação da austenita. Seja, por exemplo, um aço eutetoide (0,8 % de carbono). Para esse aço a temperatura de transformação (de austenita em perlita somente) com velocidade lenta de esfriamento corresponde a 723°C. Pequenos corpos de prova desse aço (para

que o esfriamento seja praticamente instantâneo) são austenizados de modo a se ter estrutura austenítica homogênea e são, em seguida, mergulhados bruscamente a uma temperatura abaixo de 723°C , por exemplo 650°C e aí mantidos durante tempos determinados, por exemplo, 10, 100, 200, 500 etc. segundos. Depois de decorrido o tempo desejado, os corpos de prova são mergulhados em água ou salmoura à temperatura ambiente e examinados ao microscópio. Verifica-se que a formação da per-

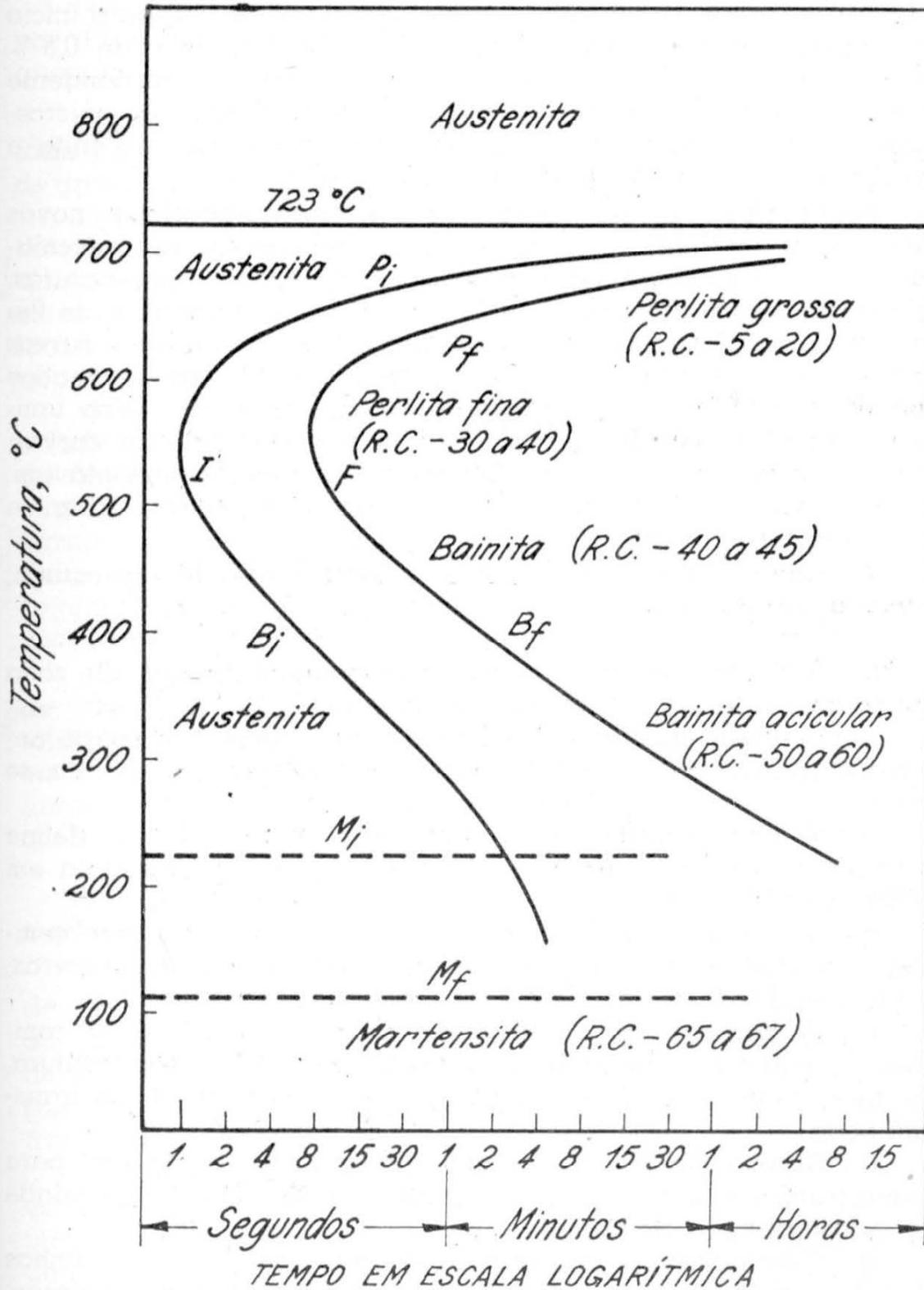


FIG. 12 — Diagrama de transformação isotérmica de um aço eutetoide.

lita é progressiva, isto é, as amostras esfriadas em água depois de mantidas a 650°C durante tempos diferentes mostram quantidades crescentes de perlita para tempos crescentes de permanência a 650°C . Pode-se assim marcar no diagrama «tempo-temperatura», para a temperatura 650°C , um ponto correspondente ao início da transformação (quando começa a se formar perlita) e um ponto correspondente ao fim da transformação (quando se tem toda a austenita transformada em perlita). Para facilitar o exame micrográfico, convencionou-se adotar para início de transformação o ponto correspondente à formação de 0,5 % de perlita e para fim de transformação o ponto correspondente à formação de 99,5 % de perlita. A transformação ao microscópio é determinada pela avaliação das áreas de austenita e do produto de transformação respectivamente.

Repetindo-se a experiência, isto é, mergulhando-se novas amostras do mesmo aço, depois de convenientemente austenitizadas, em banhos líquidos mantidos em outras temperaturas, tem-se uma série de pontos de início de transformação e de fim de transformação, os quais ligados entre si originam duas curvas com a forma de um C (fig. 12). Essas curvas são chamadas «em C» ou «TTT» (tempo-temperatura-transformação). São também chamadas «em S» devido à forma que as primeiras curvas, determinadas em 1930 por Davenport e Bain, apresentavam. Estudos posteriores modificaram a forma das curvas, que se aproxima mais de um C.

O exame dessas curvas, para o aço eutetoide em estudo, revela o seguinte :

a) A linha horizontal representa a linha inferior da zona crítica, isto é, a linha A_1 à temperatura de 723°C .

b) A linha em forma de C, marcada I, define o tempo necessário para que a transformação de austenita em perlita se inicie.

c) A linha também em forma de C e marcada F define o tempo necessário para que a transformação da austenita em perlita se complete.

d) A transformação demora para se iniciar e para se completar, à temperatura logo abaixo da crítica; em outras palavras, a velocidade de transformação é baixa inicialmente.

e) A demora para a transformação se iniciar e se completar é cada vez menor à medida que decresce a temperatura, até que, a cerca de 550°C , tem-se o mais rápido início de transformação.

f) Abaixo de 550°C , aumenta novamente o tempo para que a transformação se inicie, ao mesmo tempo que a velocidade de transformação decresce.

g) Finalmente, à temperatura de cerca de 200°C , as linhas M_i e M_f indicam o aparecimento de outro tipo de transformação, a qual tem lugar instantaneamente, independente, portanto, do

tempo. A faixa de temperaturas entre as quais ocorre essa transformação totalmente diferente da indicada pelas curvas em C, é de M_i a M_f . Assim a cerca de 200°C , um novo constituinte, chamado **martensita** e cujos característicos serão vistos mais adiante aparece instantaneamente, em porcentagens crescentes, a partir de M_i , até constituir, à temperatura correspondente a M_f , a totalidade do produto de transformação.

Os constituintes resultantes da transformação da austenita nas diferentes faixas de temperaturas aparecem na seguinte sequência :

a) Logo abaixo de A_1 , zona em que a velocidade de transformação da austenita é muito baixa, forma-se **perlita lamelar** de granulação grosseira e de baixa dureza (Rockwell C de 5 a 20).

b) À medida que a temperatura cai, nas proximidades do cotovelo da curva, em torno de 550°C a perlita que se forma adquire textura cada vez mais fina e dureza cada vez mais elevada (Rockwell C de 30 a 40). Para diferenciá-la da perlita lamelar normal, esse constituinte é chamado **perlita fina**. (o termo antigo usado para designá-lo é troostita).

c) À temperatura entre 550°C e 200°C , novamente há necessidade de um tempo mais longo para se iniciar a transformação da austenita. Nessa faixa de temperaturas o produto de transformação resultante varia de aspecto, desde um agregado de ferrita em forma de pena e carboneto de ferro muito fino, em torno de 450°C , até um constituinte em forma de agulhas com coloração escura. Todas essas estruturas são hoje designadas com o nome de **bainita** e sua dureza varia de 50 a 60 Rockwell C.

d) Finalmente, na faixa de temperaturas de M_i (em torno de 200°C) e M_f (em torno de 100°C) forma-se o constituinte totalmente diverso dos anteriores — a **martensita** — também em forma de agulhas, mas de cor mais clara. Esse é o constituinte mais duro obtido no esfriamento dos aços, sua dureza chegando a 65-67 Rockwell C.

3 — Propriedades dos constituintes perlita fina, bainita e martensita.

A **perlita fina** — que se forma nas proximidades do cotovelo da curva TTT, isto é em torno de 550°C , é a forma mais dura da perlita, apresentando dureza Rockwell C de 30 a 40 (cerca de 400 Brinell) e a que apresenta as lamelas mais finas. A espessura das lamelas é tão pequena, que dificilmente elas são perceptíveis ao microscópio.

A **bainita** forma-se a temperaturas entre 550° e 200°C e sua estrutura varia desde um agregado, em forma de penas, de ferrita com carbonetos muito finos (em torno de 450°C) a grupos de agulhas escuras sem carbonetos visíveis (em torno de 200°C). A primeira forma é a mais grosseira e a menos dura (aproximadamente 50 Rockwell C) e a segunda é a mais fina e mais dura

(aproximadamente Rockwell C 60). A bainita, apesar de sua dureza elevada, é relativamente pouco quebradiça, de modo que a sua obtenção vem apresentando considerável importância comercial.

A **martensita** é a estrutura que se origina diretamente da austenita por cisalhamento a temperaturas inferiores a 200° C; apresenta-se em agulhas, de forma e aparência semelhante à bainita, mas em geral mais claras; devido a êsse aspecto, a martensita é frequentemente chamada **acicular**. Sua dureza é muito elevada (cêrca de 65 Rockwell C) e parece ser ela devida, entre outros, aos seguintes fatores:

— precipitação de partículas submicroscópicas de carboneto de ferro da solução sólida gama e retenção dessas partículas na forma de uma solução sólida supersaturada no reticulado do ferro alfa (formado no esfriamento), onde atuam como espécies de «chavetas» impedindo o escorregamento;

— distorção do reticulado;

— tensões internas;

— tamanho de grão muito pequeno.

A formação da martensita não depende do tempo de permanência na faixa de temperaturas em que se origina, mas sim e exclusivamente da velocidade de esfriamento.

4 — **Transformação em resfriamento contínuo** — As curvas em C mostradas são curvas típicas das transformações que ocorrem a uma temperatura constante. Entretanto sob o ponto de vista prático, as transformações que mais interessam são as que se dão quando a temperatura decresce continuamente, pois que as operações de tratamento térmico envolvem transformações que ocorrem com resfriamento contínuo. Desse modo o diagrama TTT, se bem que seja utilíssimo para o planejamento dos tratamentos térmicos e para a melhor compreensão das razões pelas quais os aços reagem a um determinado tratamento térmico, não poderá ser, a rigor, utilizado com o objetivo de se verificar quais as estruturas que resultam com resfriamento contínuo a determinadas velocidades. É, entretanto, possível derivar-se do diagrama TTT um outro análogo, a resfriamento contínuo, no qual as curvas em C, no trecho superior, são ligeiramente deslocadas para baixo e para a direita.

Para fins práticos, entretanto, podemos considerar os dois diagramas como idênticos e para se conhecer as estruturas resultantes de resfriamentos diferentes, pode-se superpor curvas de resfriamento numa curva em C.

A figura 13 mostra essa superposição. O seu exame revela que um aço esfriado muito lentamente, no forno por exemplo ao atingir o ponto A_1 começa a se transformar em perlita e ao atingir o ponto A_f é inteiramente constituído de perlita. Essa perlita é grosseira e mole; logo, aços esfriados muito lenta-

mente apresentam, à temperatura ambiente, os constituintes perlita grosseira e são de baixa dureza.

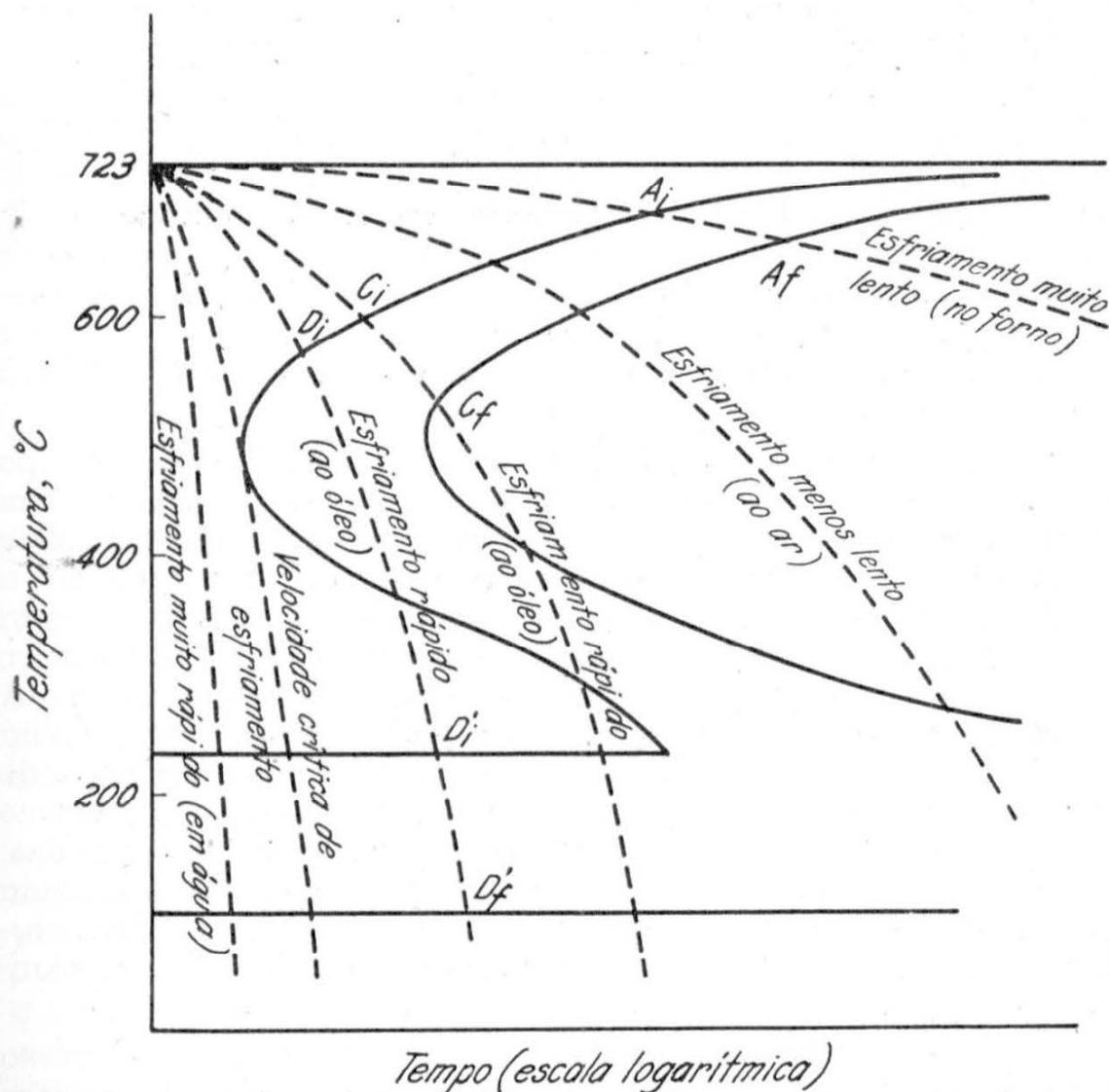


FIG. 13. — Superposição de curvas de esfriamento no diagrama de transformação isotérmica.

Com esfriamento mais rápido, ao ar por exemplo, o aço apresentará perlita mais fina, com dureza mais elevada. Com velocidade de esfriamento maior ainda (ao óleo) a transformação iniciada em C_i e terminada em C_f dá como constituinte perlita mais fina ainda, com dureza maior. Com esfriamento ainda mais rápido verifica-se que o início de transformação se dá no ponto D_i . A velocidade de esfriamento agora é tal que a curva de esfriamento não toca na curva de fim de transformação, de modo que a transformação em perlita apenas se inicia, interrompendo-se em seguida e, ao atingir o ponto D'_i , a austenita que não se transformou passa a martensita, cuja formação termina em D'_f . A estrutura resultante dessa velocidade de esfriamento é simultaneamente perlita e martensita.

Com esfriamento muito rápido, em água, verifica-se que a curva de esfriamento não toca a curva isotérmica de modo que

não há transformação da austenita em produto lamelar mas simplesmente passagem a martensita, quando, no esfriamento, são atingidas as temperaturas correspondentes a M_1 e M_f . Logo, os aços esfriados mais rapidamente são os mais duros.

Pode-se notar que há uma velocidade de esfriamento à qual corresponde uma curva de esfriamento que tangencia a curva em C de início de transformação. A essa velocidade de esfriamento chama-se **velocidade crítica de têmpera** e ela indica que é desnecessário esfriar-se o aço mais rapidamente para que se produza estrutura martensítica. Pode-se, pois, definir a velocidade crítica de esfriamento (ou de têmpera) como «a menor velocidade de esfriamento que produzirá estrutura inteiramente martensítica».

A velocidade de esfriamento e, em última análise, o tipo de tratamento térmico será, portanto, escolhido de acordo com a estrutura e as propriedades que se desejam. Assim, quando se visa obter a máxima dureza, deve-se procurar produzir a estrutura martensítica, isto é, escolher um tratamento térmico com esfriamento rápido. Quando se visa o mínimo de dureza, é necessária estrutura perlítica, ou seja, esfriamento lento. A consideração da velocidade de esfriamento muito baixa, para obtenção da estrutura perlítica ou muito alta, para obtenção de estrutura martensítica, é válida para todo o aço que apresente uma curva TTT idêntica à vista atrás. Ver-se-á, mais adiante, que a posição dessa curva pode ser grandemente modificada por inúmeros fatores, verificando-se, então, que a estrutura martensítica pode ser obtida com velocidades de esfriamento relativamente baixas.

Por outro lado, velocidades muito rápidas de esfriamento podem ocasionar consequências sérias, como tensões internas excessivas, distorções das peças e até mesmo o aparecimento de fissuras. Isso significa que ou devem ser sacrificadas as propriedades finais do aço mediante um tratamento térmico com esfriamento menos drástico ou se deve procurar um aço que permita máxima dureza com menor velocidade de esfriamento.

Finalmente, resta notar que para aços com diagrama semelhante ao da fig. 13 não há uma curva de esfriamento que possibilite a obtenção da estrutura bainita. De fato, como se verá mais adiante, a bainita só é obtida em tratamento isotérmico, isto é, tratamento em que o esfriamento é interrompido à temperatura correspondente à formação da bainita para, depois que esta se formou, prosseguir até a temperatura ambiente.

5 — **Efeito da secção da peça** — A velocidade de esfriamento é afetada pela secção da peça, pois é óbvio que o interior das peças se esfria mais lentamente que a sua superfície. Essa diferença é tanto maior, quanto maior a velocidade de esfriamento e, evidentemente, quanto maior a secção da peça.

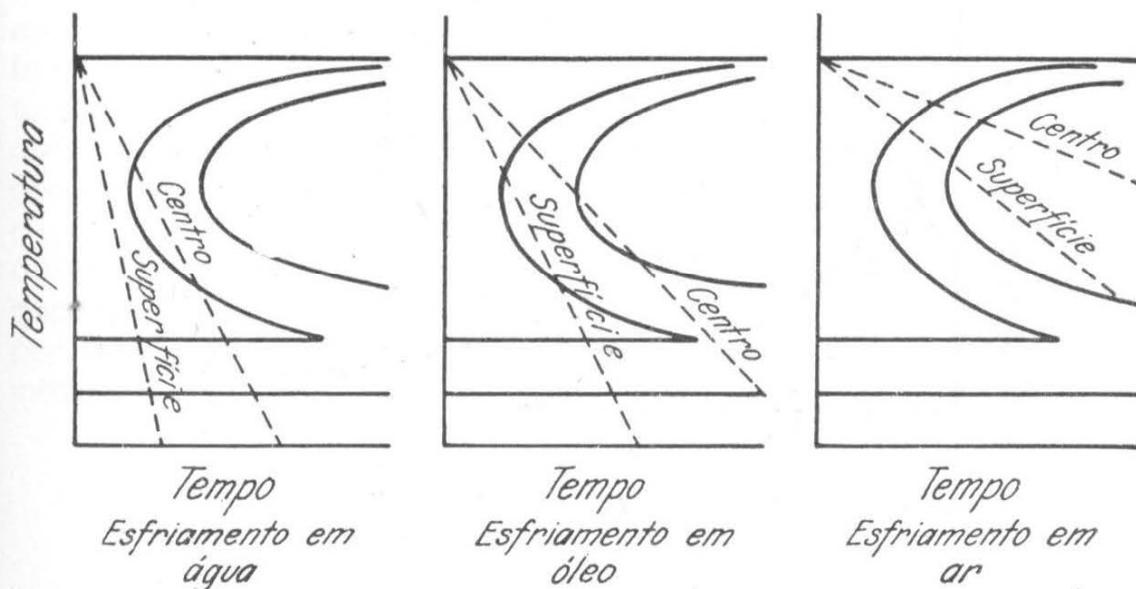


FIG. 14 — Efeito da secção da peça sobre a velocidade de esfriamento em meios diferentes.

Esse fato é melhor evidenciado através dos esquemas da figura 14 onde estão representados o esfriamento do centro e o da superfície de uma peça em três meios de esfriamentos diferentes.

Em água ou salmoura (meios mais drásticos), a superfície esfriou com velocidade superior à velocidade crítica de esfriamento, ou seja, a superfície adquiriu inteiramente a estrutura martensítica e, portanto, a máxima dureza. O centro da peça sofreu parcialmente a transformação da austenita em perlita, tendo a parte não transformada passado a martensita ou seja o centro adquiriu parcialmente dureza máxima. Em óleo, só a superfície passou parcialmente a martensita e no ar nem mesmo a superfície.

Se a secção da peça for maior, a diferença é mais acentuada e o aspecto, com esfriamento em água, poderá ser o da fig. 15, isto é, mesmo em água o centro não endureceu nem parcialmente.

Ver-se-á logo como melhorar as condições para endurecimento total em toda a secção da peça.

6 — Curvas TTT para aços hipoeutetóides e hipereutetóides

— Os aços que não os eutetóides apresentam curvas TTT diferentes; nota-se nelas, em primeiro lugar, mais uma linha horizontal acima da linha A_1 (figuras 16 e 17), a qual representa a temperatura crítica superior. A figura 16 é a curva em C para um aço hipoeutetóide e nela pode ser verificado também o aparecimento de outra linha indicada por F_1 . Essa linha representa a separação inicial da ferrita quando o aço entra, durante o esfriamento lento, na zona crítica. A figura 17 é para um aço hiper-eutetóide e nela se nota também uma linha idêntica à F_1 da figura anterior, marcada agora C_1 , indicando a separação inicial de cementita quando esse aço penetra, no esfriamento, na zona crítica. Comparando as figuras 16 e 17, verifica-se mais o

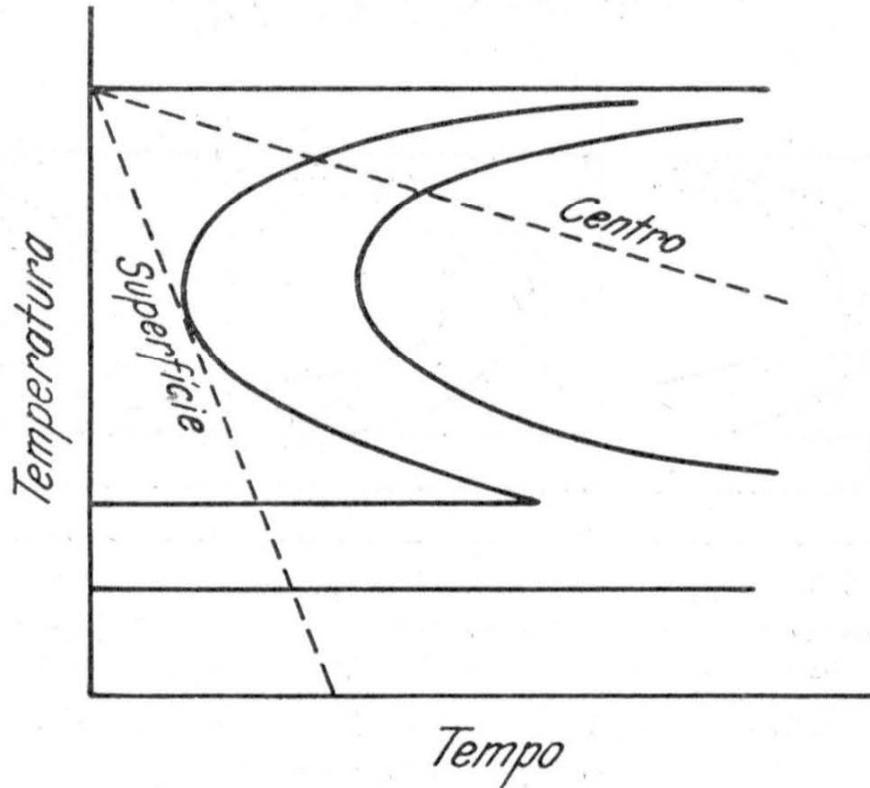


FIG. 15 — Efeito de grande secção sôbre a velocidade de esfriamento em água.

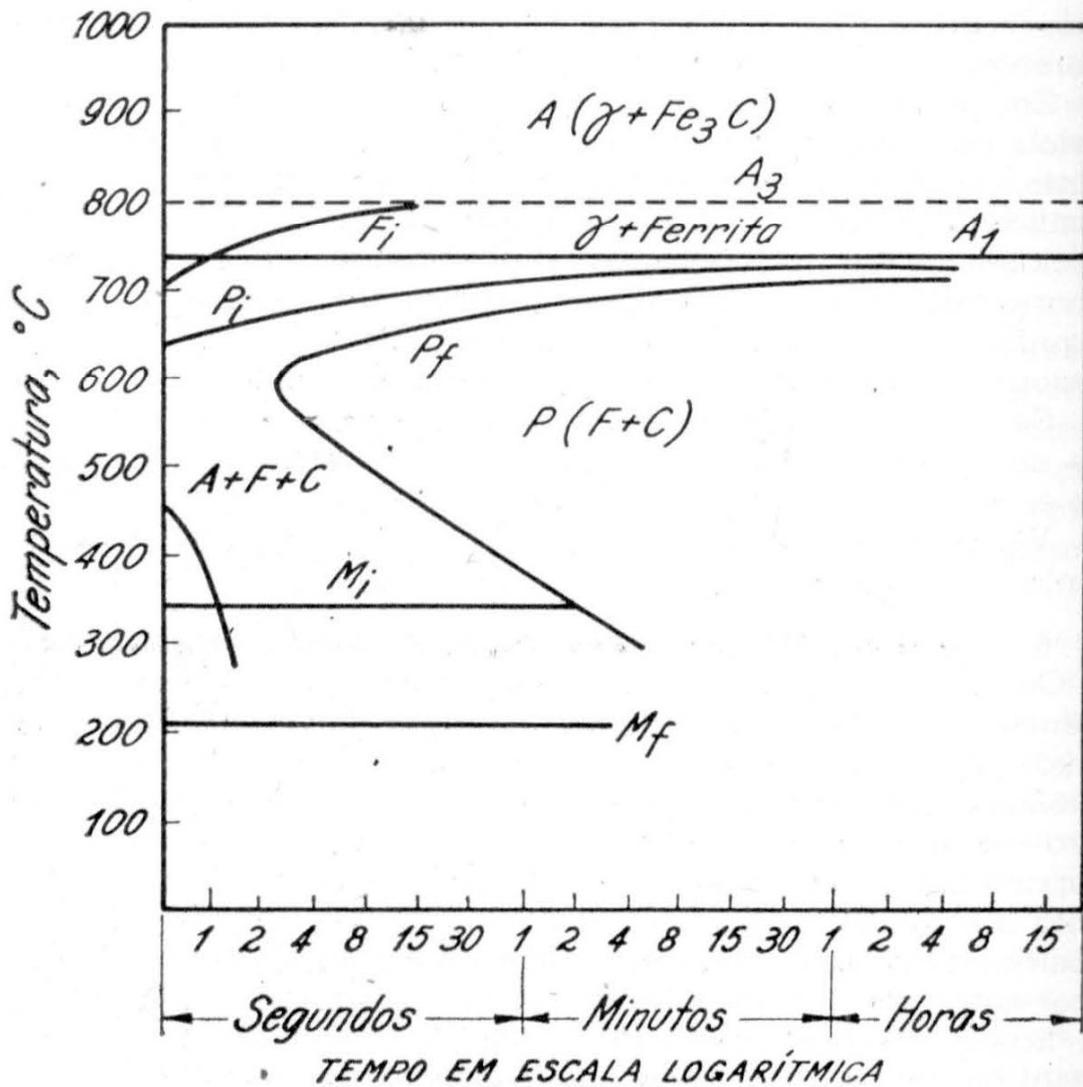


FIG. 16 — Curva em C para aço hipoeutetoide (0,35% C e 0,37% Mn).

seguinte : o aumento do teor de carbono tende a deslocar a curva em C muito à direita, isto é, retarda grandemente o início e o fim da reação para formação da bainita; além disso, a temperatura de reação da martensita é grandemente abaixada com aumento do teor de carbono. Finalmente, uma última observação pode ser feita, a qual diz respeito à tendência geral das curvas em C ou TTT se aproximarem tanto mais do eixo das ordenadas quanto menor o teor de carbono, o que significa que, quanto menor o teor de carbono, tanto mais difícil de se obter por esfriamento, ainda que muito rápido, estrutura unicamente martensítica.

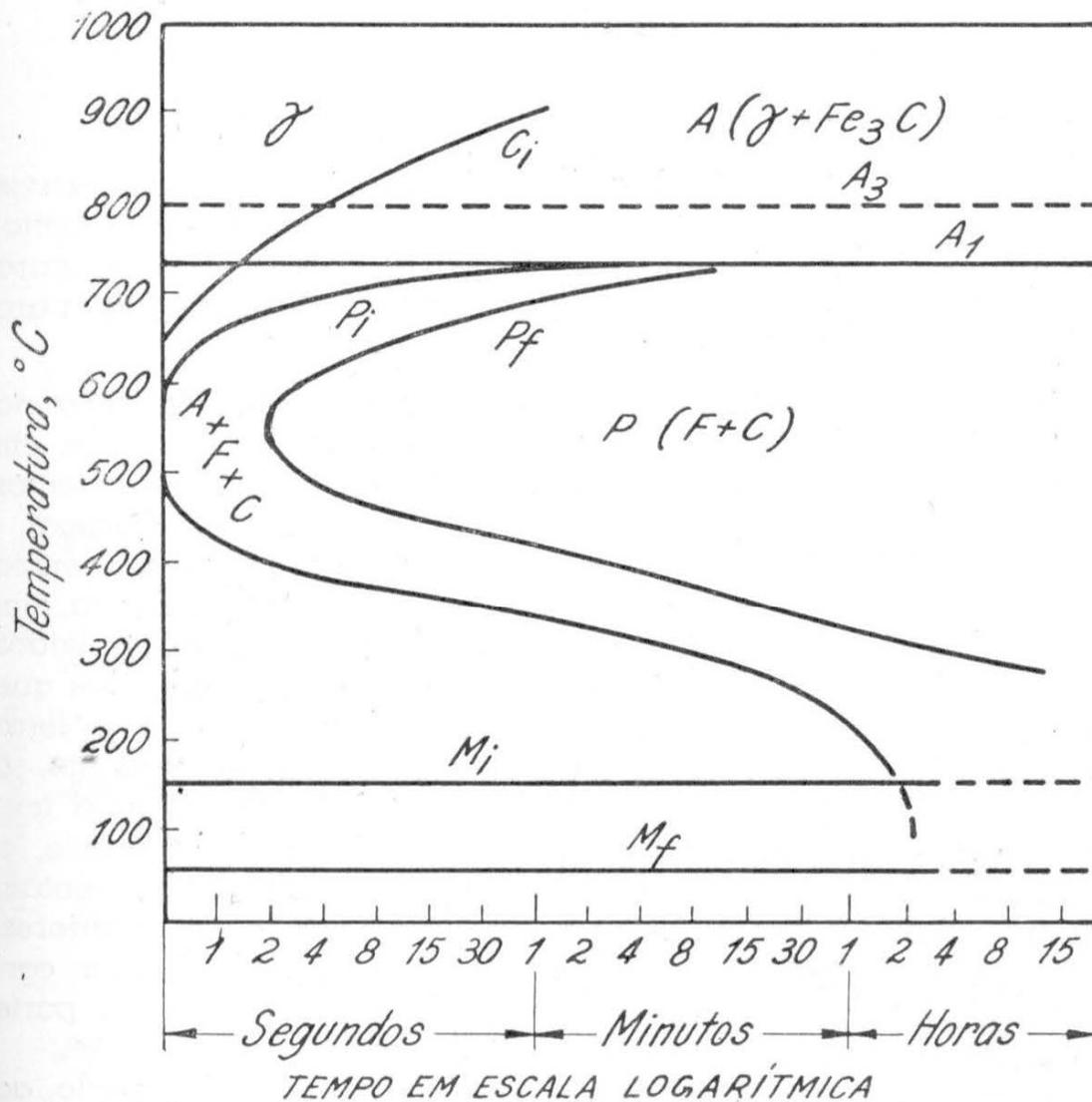


FIG. 17 — Curva em C para aço hiper-eutetoide (1,12% C e 0,35% Mn).

III

FATORES QUE AFETAM A POSIÇÃO DAS CURVAS DO DIAGRAMA TTT. ENDURECIBILIDADE OU TEMPERABILIDADE

1 — **Fatores que influem na posição das curvas TTT** — Viu-se que o teor de carbono pode modificar sensivelmente a posição das linhas de início e de fim de transformação das curvas em C. Além do carbono, os outros elementos de liga que podem ser adicionados nos aços afetam grandemente a posição das curvas em C. Outro fator de influência é também o tamanho de grão da austenita. Portanto, os principais fatores que podem modificar a posição da curva em C são :

- composição química;
- tamanho de grão da austenita.

No que se refere à **composição química**, todos os elementos de liga que são adicionados aos aços, com exceção do cobalto, deslocam as curvas de início e de fim de transformação para a direita ou, seja, retardam a transformação. A explicação para esse fato é a seguinte :

— praticamente todos os elementos de liga se dissolvem na austenita, isto é, quando o aço se encontra a temperaturas em que são constituídos unicamente de austenita, os seus elementos de liga se encontram inteiramente dissolvidos no ferro gama;

— os elementos de liga apresentam, entretanto, tendência diferente quando, no esfriamento, se acham na zona crítica; em outras palavras, há uns elementos que tendem a ficar dissolvidos no ferro sob a forma alotrópica alfa e ha outros elementos que tendem a formar carbonetos, da mesma maneira que o ferro (ver Tabela II). Entre os primeiros, contam-se o alumínio, o silício e o níquel; entre os segundos, os que apresentam a tendência mais forte de formação de carbonetos são o titânio, o vanádio e o colômbio; o tungstênio e o molibdênio apresentam também tendência forte, se bem que menor que os anteriores, finalmente o cromo tem tendência moderada para formar carbonetos e o manganês apresenta tendência fraca, a maior parte dele se dissolvendo na ferrita.

De qualquer modo, os elementos de liga, no esfriamento, ao entrarem na zona crítica procuram se dispôr, de acôrdo com suas tendências, quer se dissolvendo na ferrita, quer formando carbonetos. Essas reações, tanto mais numerosas e complexas quanto maior o número de elementos de liga presentes, levam, assim, maior tempo para se iniciar e também para se completar, fato esse que ocasionará o deslocamento das curvas de início e de fim de transformação para a direita.

A consequência mais importante dêsse deslocamento e, portanto, do retardamento nas transformações, é na maior facilidade

TABELA II

Distribuição dos elementos de liga nos aços recozidos (Bain)

Na Ferrita	Em Carboneto	Como Inclusões
Cu		
P		
Ni		
Si		SiO ₂
Al		Al ₂ O ₃
Zr		ZrO
Mn (forte)	Mn (fraca)	MnO, MnS
Cr (moderada)	Cr (moderada)	Cr _x O _y
W (fraca)	W (moderada a forte)	
Mo (fraca)	Mo (forte)	
V (muito fraca)	V (muito forte)	V _x O _y
Ti (muito fraca)	Ti (muito forte)	Ti _x O _y

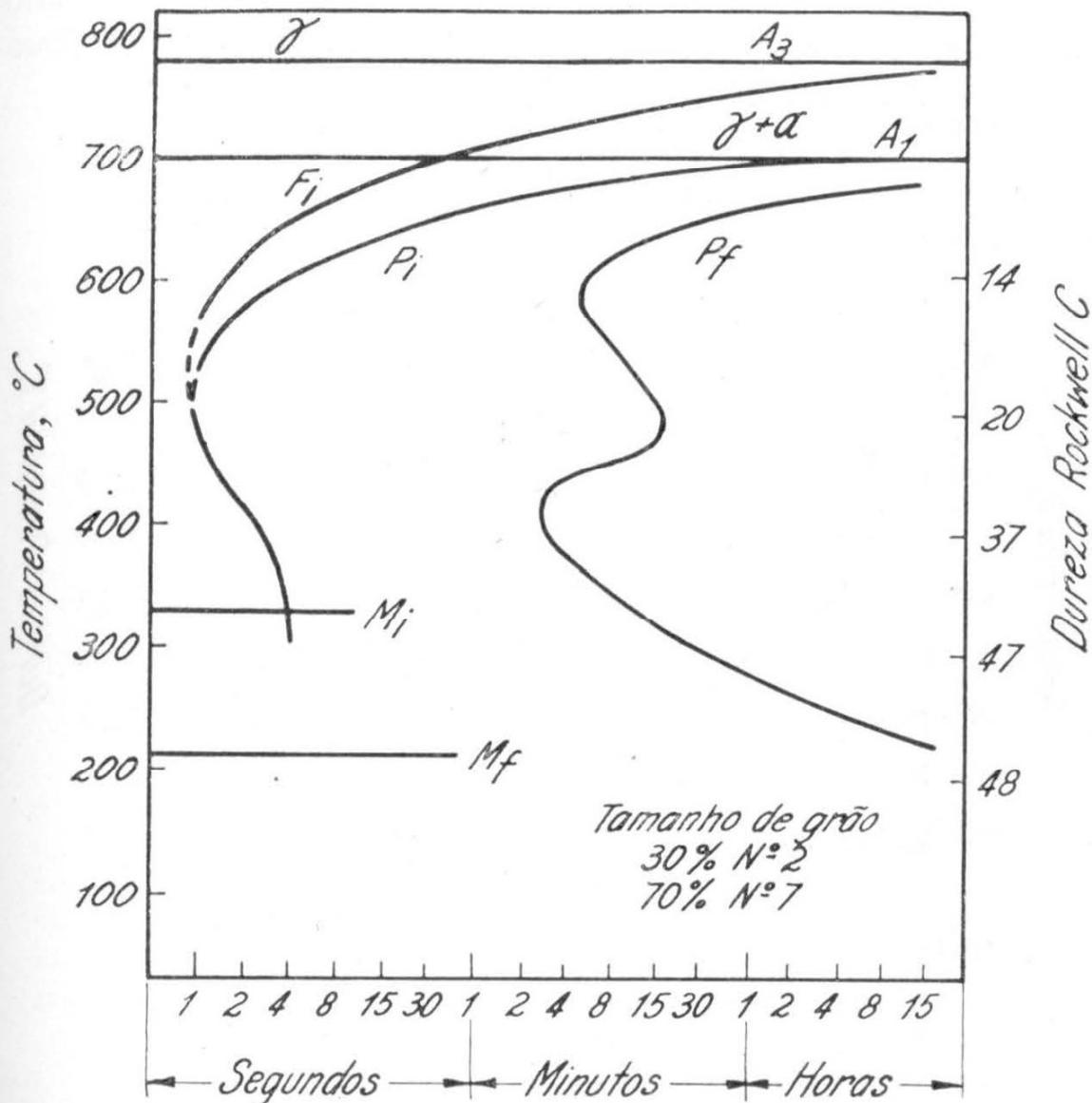


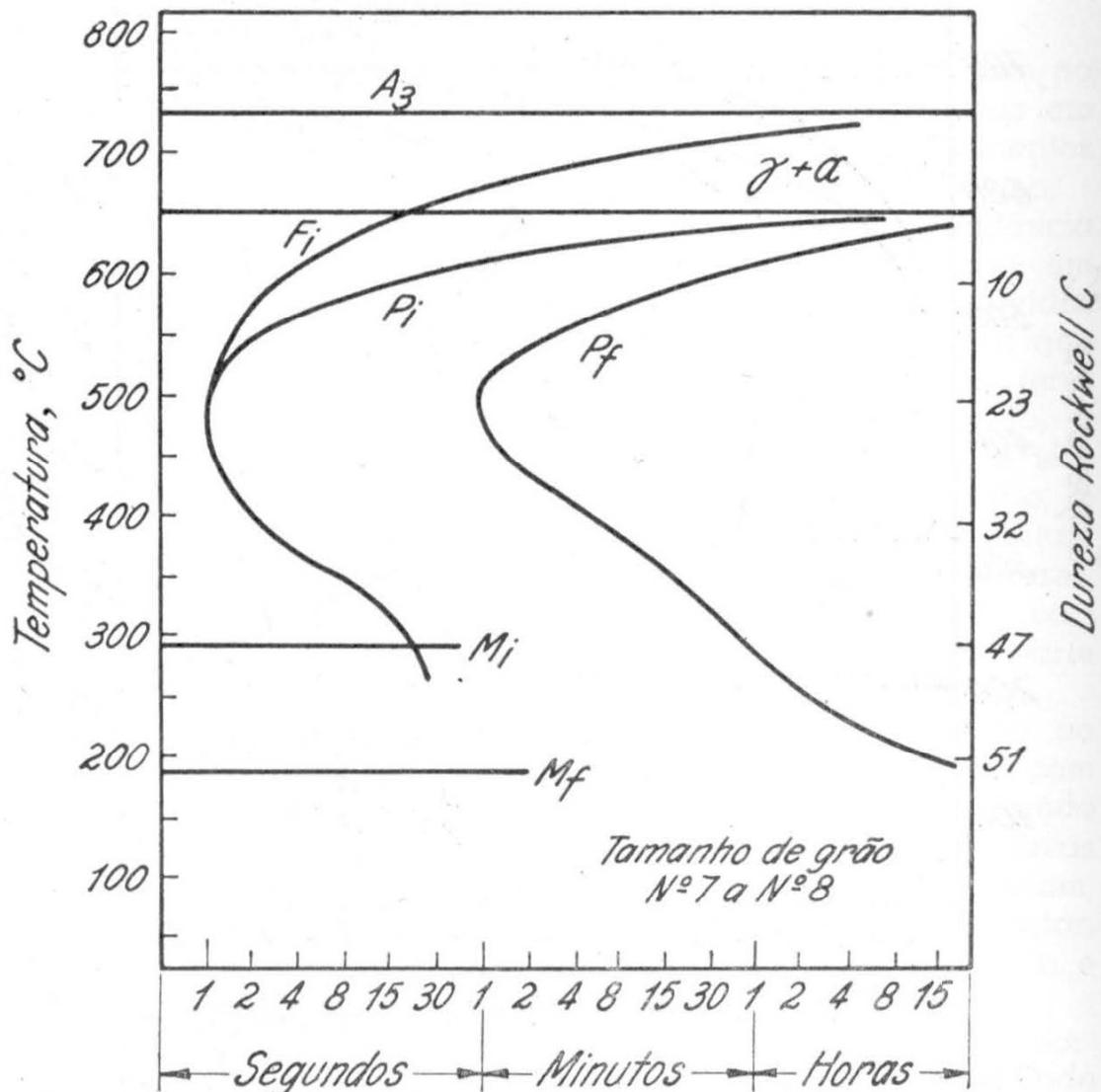
FIG. 18 — Curva TTT para aço com 0,35% C e 1,85% Mn.

de obter, pelo esfriamento, a estrutura martensítica. Na realidade, conforme os elementos de liga presentes, pode-se ter formação quasi que somente de martensita mesmo com esfriamento lento.

As figuras 18, 19, 20 e 21 mostram as curvas TTT para quatro tipos de aço com elementos de liga e comprovam claramente os fatos que acabaram de ser expostos. A fig. 21 mostra um tipo de aço para o qual é possível a formação de bainita por resfriamento contínuo.

Os elementos de liga, além do carbono, afetam não somente a parte isotérmica dos diagramas de transformação, como também a reação de formação da martensita. A fig. 22 permite ver que as linhas M_i e M_f podem ser sensivelmente abaixadas, a ponto de, em certos casos, como em aços cementados com alto teor de carbono e níquel ou cromo em teores variáveis, não se ter formação de martensita à temperatura ambiente pelo resfriamento comum, em virtude da linha M_f ficar localizada abaixo da temperatura ambiente.

Nessas condições, tem-se à temperatura ambiente uma certa quantidade de «austenita retida» ou «austenita residual». Essa



austenita residual deve ser levada em conta nos tipos de aços que a podem apresentar. De fato, quando um aço apresentando essa condição é reaçoado em serviço (ou revenido acima de M_f) e em seguida resfriado novamente na faixa M_i - M_f , parte da austenita residual pode transformar-se em martensita como ocorrera com a austenita original. Como a martensita é fragil, o aço apresentará inesperadamente e desvantajosamente um constituinte fragil. Ver-se-á que um segundo revenido ou um tratamento térmico especial eliminam êsse inconveniente.

Em relação ao **tamanho de grão da austenita**, verifica-se que, quanto maior êsse tamanho de grão tanto mais para a direita são deslocadas as curvas de início e de fim da transformação do aço. De fato, o produto da transformação — perlita — começa a se formar nos contornos dos grãos da austenita. E' então evidente (fig. 23) que se a austenita apresenta tamanho de grão grande sua total transformação levará mais tempo do que se apresentar grãos menores, visto que neste último caso a quantidade total de contornos de grãos é maior e, conseqüentemente,

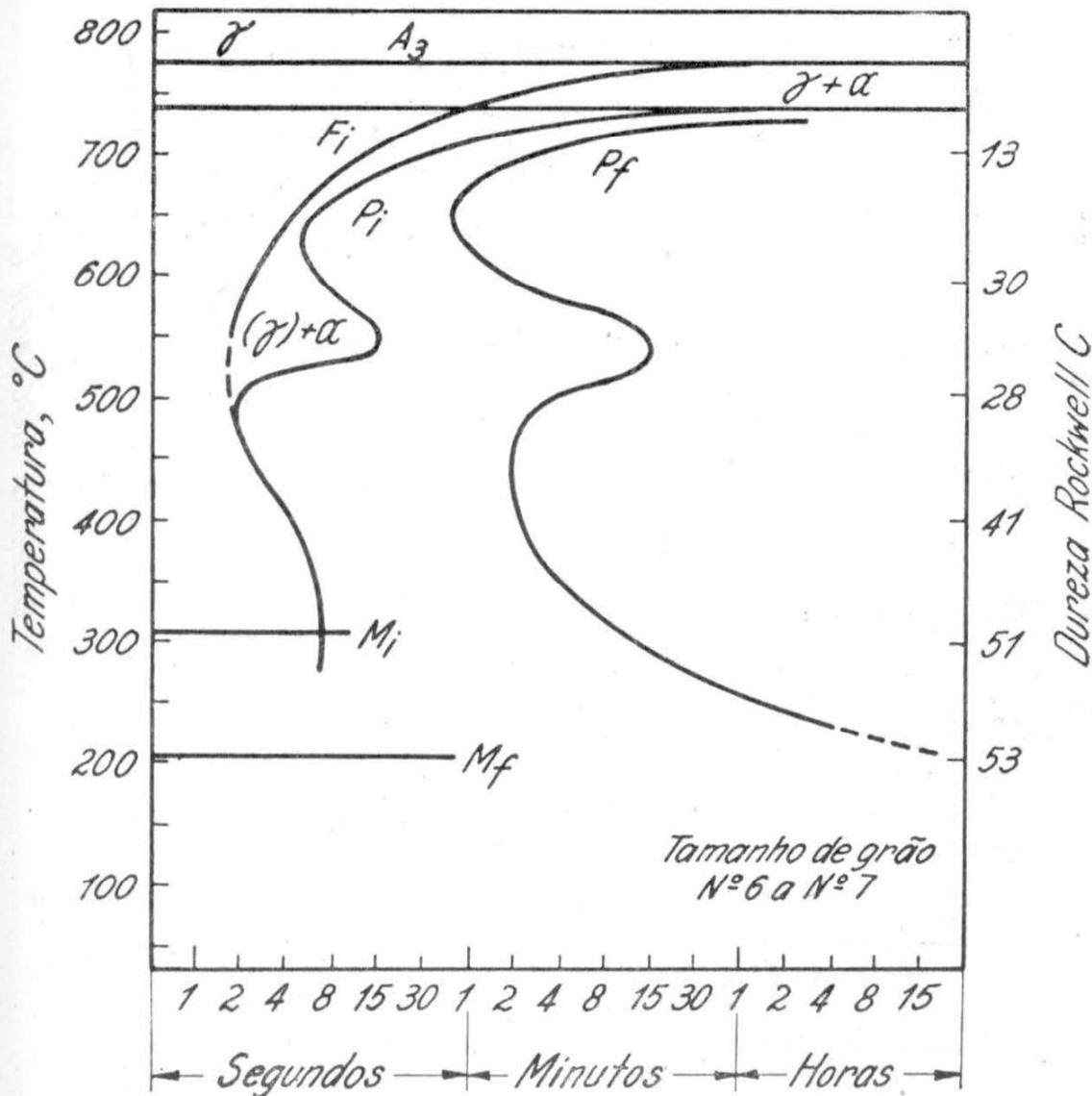


FIG. 20 — Curva TTT para aço com 0,42% C, 0,68% Mn e 0,93% Cr.

a transformação é iniciada simultaneamente em maior número de pontos e progride mais rapidamente. Portanto os aços com tamanho de grão de austenita grande tendem a apresentar, pelo esfriamento, estrutura martensítica mais facilmente do que aços com tamanho de grão de austenita menor.

Por essa razão o conhecimento do tamanho de grão austenítico do aço apresenta considerável importância. O fato de um tamanho de grão grande facilitar a obtenção da estrutura martensítica, pelo deslocamento das curvas em C para a direita, poderá levar à conclusão de que será preferível um aço de granulação grosseira. Essa conclusão é, entretanto, errônea, visto que os prejuízos de uma granulação grosseira são maiores que as vantagens, o que pode ser facilmente comprovado pelo exame da Tabela III.

Devido à influência do tamanho de grão austenítico sobre as curvas em C, que resulta, à medida que ele cresce, numa

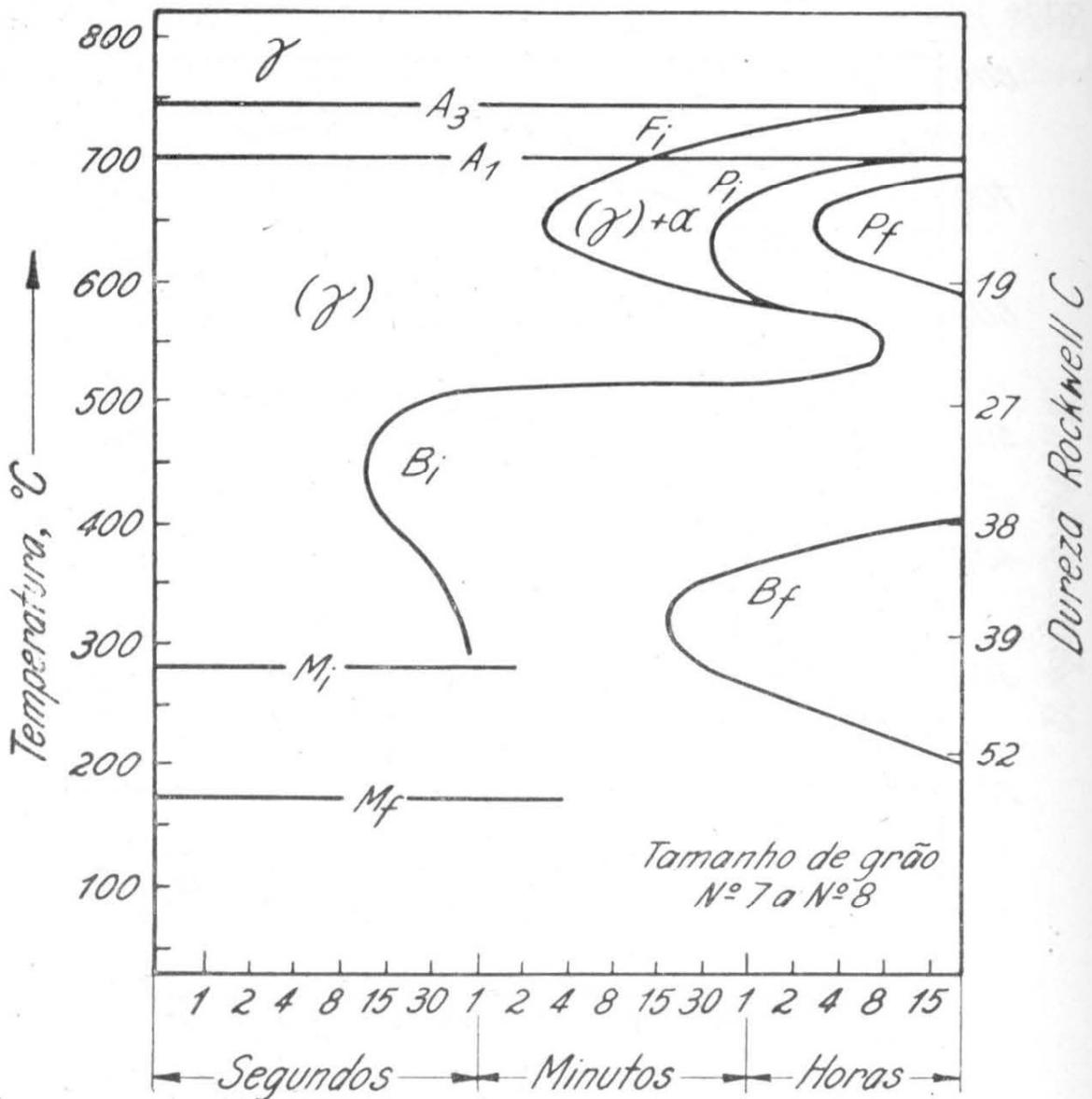


FIG. 21 — Curva TTT para aço com 0,42% C, 0,78% Mn, 1,79% Ni, 0,80% Cr e 0,33% Mo.

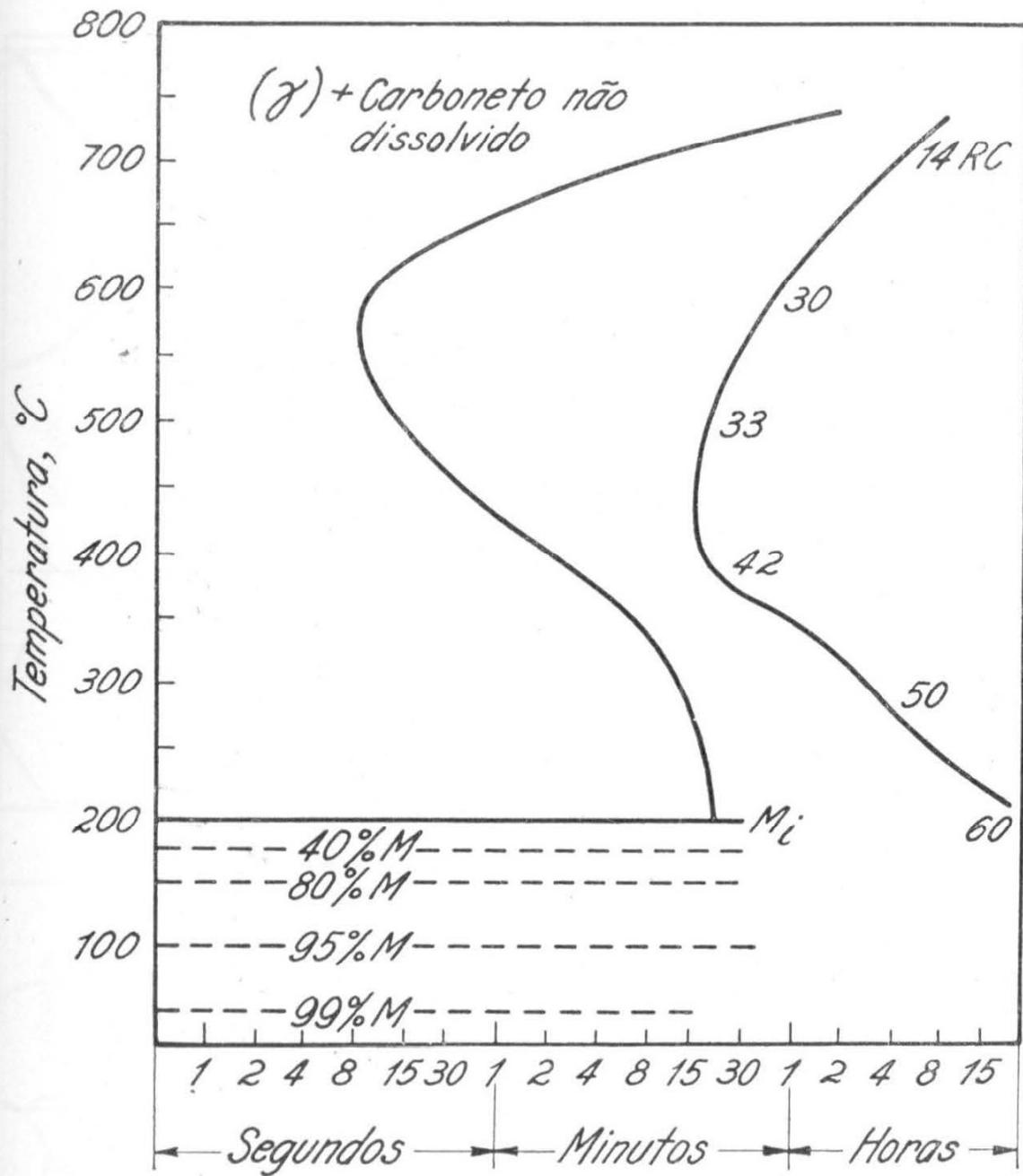


FIG. 22 — Curva TTT para aço com 0,85% C, 1,18% Mn, 0,50% Cr e 0,44% W (aço indeformável para matriz); austenizado a 790° C (Figura extraída do livro «Structure and properties of alloys» de R. M. Brick e A. Phillips).

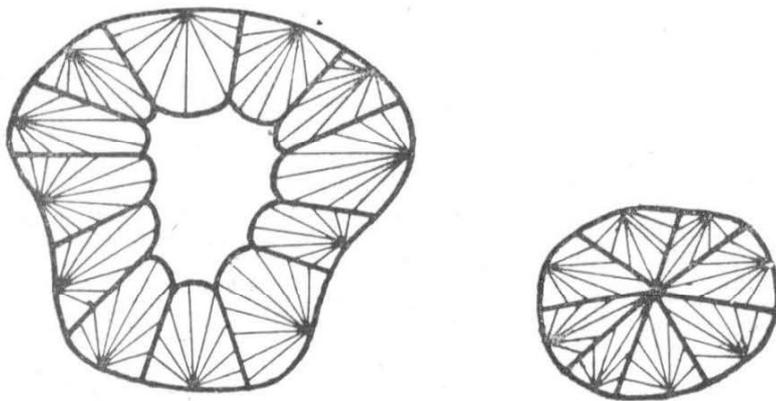


FIG. 23 — Efeito do tamanho de grão sobre a transformação da austenita

T A B E L A III
Efeito do tamanho de grão austenítico (Metals Handbook)

PROPRIEDADE	TENDÊNCIAS NOS PRODUTOS DE AÇO TRATADOS TERMICAMENTE	
	Aços de Austenita Grosseira (nº 5 e acima)	Aços de Austenita Fina (mais fina do que nº 5, de 5 a 8)
Endurecibilidade	Endurecimento mais profundo	Endurecimento menos profundo
Tenacidade à mesma dureza	Menos tenaz	Mais tenaz
Empenamento	Maior	Menor
Fissuras de têmpera	Mais prováveis	Geralmente ausentes
Fissuras de esmerilhamento	Mais suscetíveis	Menos suscetíveis
Tensões residuais	Maiores	Menores
Austenita residual	Mais	Menos
NOS PRODUTOS RECOZIDOS E NORMALIZADOS		
Usinabilidade	(Grosseira) melhor	(Grosseira) inferior
Usinabilidade (casos especiais)	(Acabamento fino) inferior	(Acabamento fino) superior
Trabalhabilidade (casos especiais)	Superior	Inferior

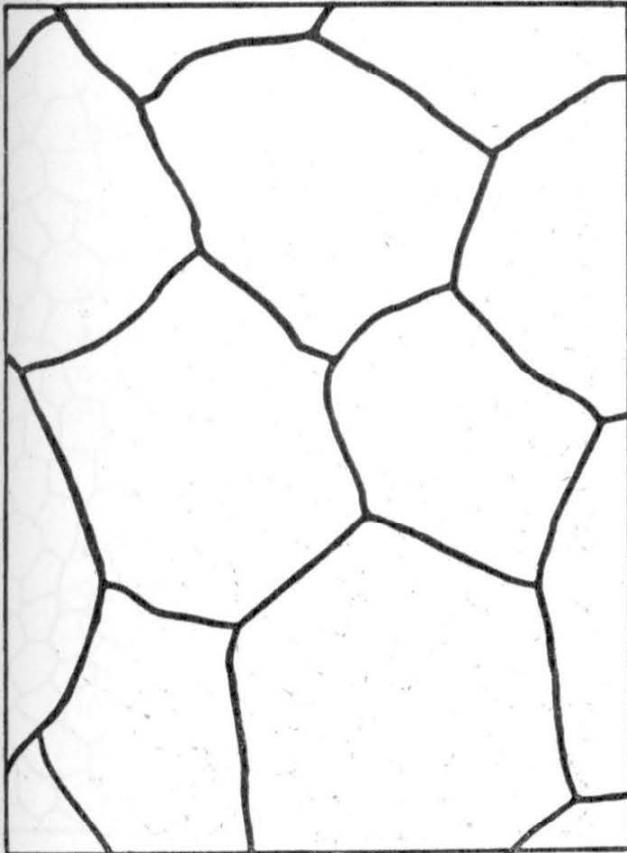
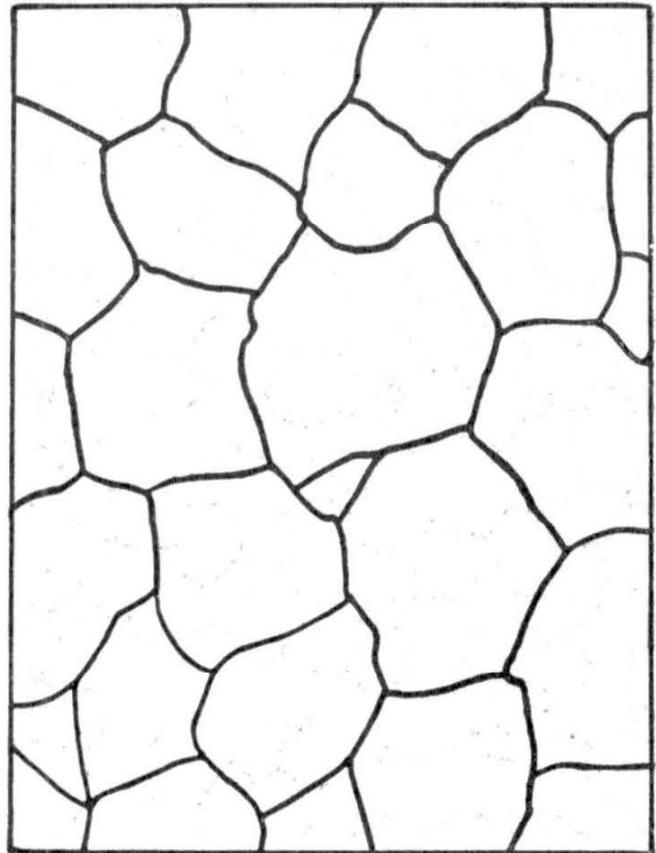
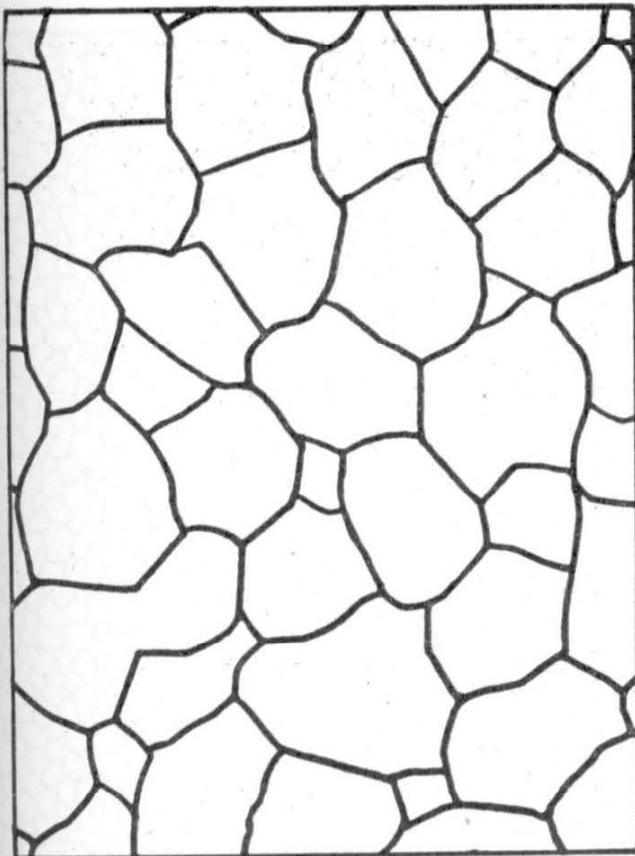
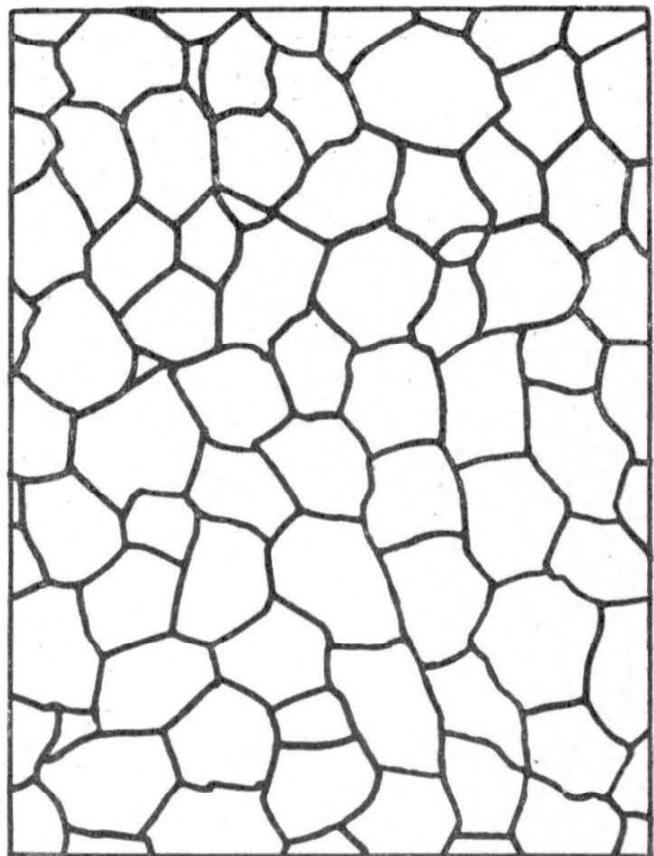
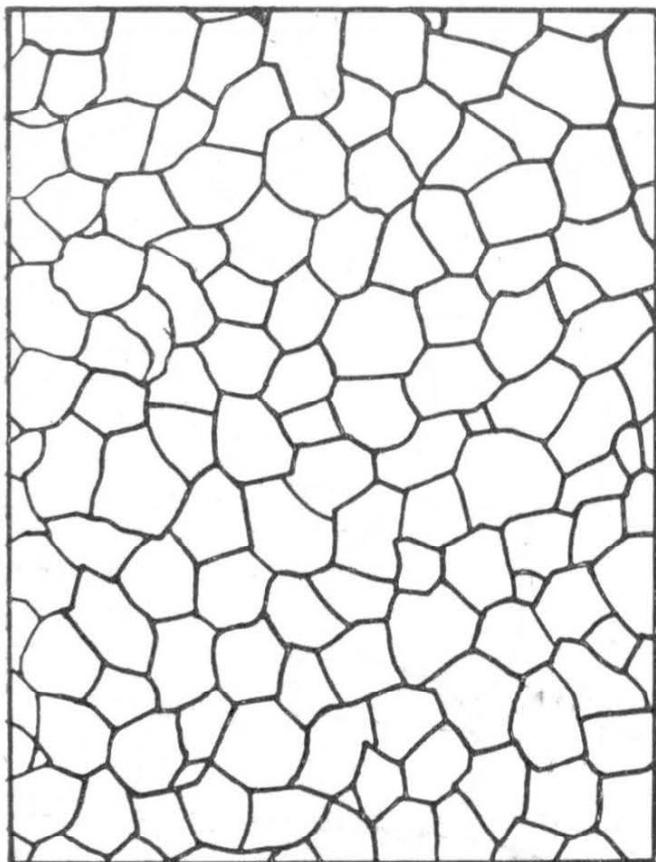
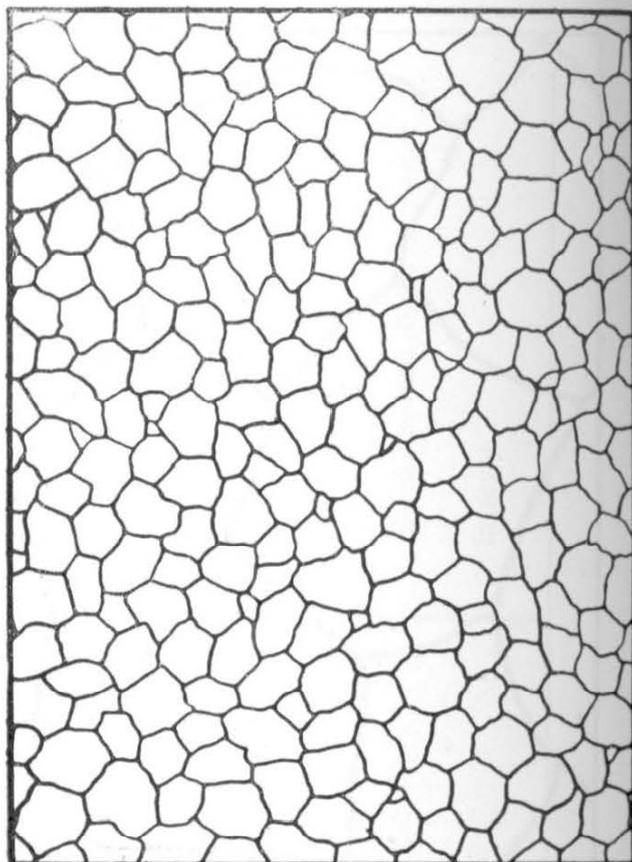
*n° 1**n° 2**n° 3**n° 4*

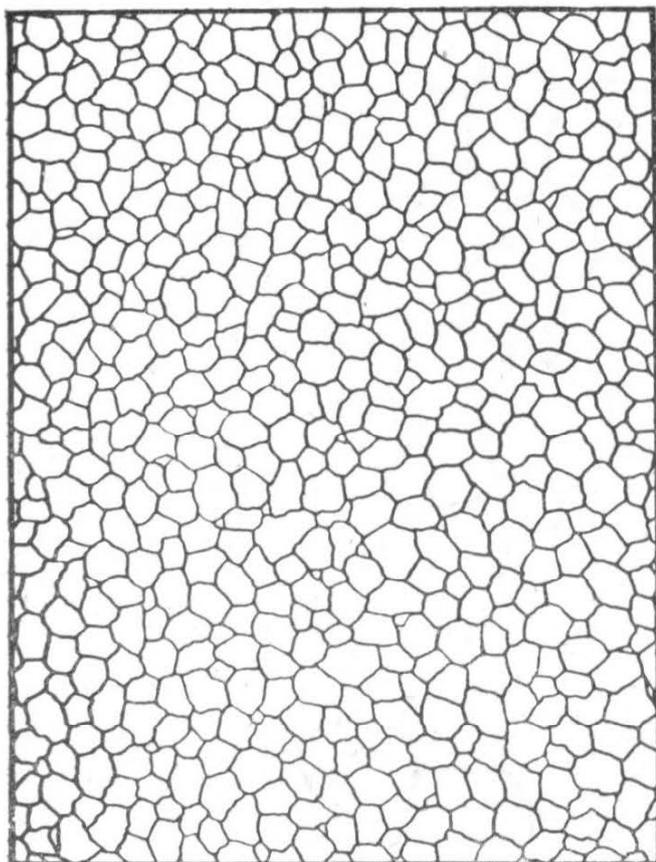
FIG. 24 — Padrões estabelecidos pela A.S.T.M. para tamanho de grãos dos aços.



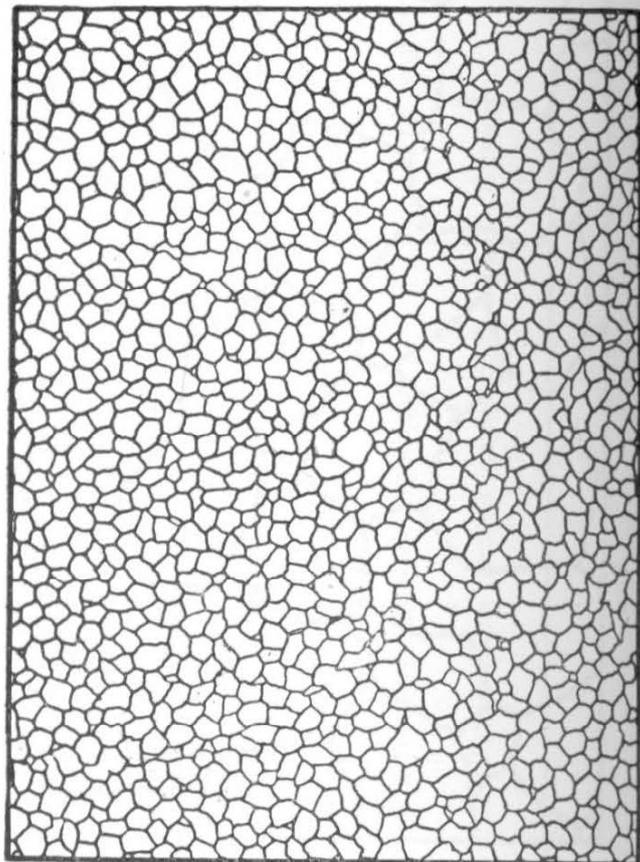
n° 5



n° 6



n° 7



n° 8

FIG. 24 — Padrões estabelecidos pela A.S.T.M. para tamanho de grãos dos aços.

maior facilidade em se obter pelo esfriamento estrutura inteiramente martensítica, (fato êsse que pode ser expresso, como se verá mais adiante, também por «endurecibilidade» ou maior tendência a produzir endurecimento mais profundo), é conveniente especificar-se sempre êsse tamanho de grão, ao referir-se ao diagrama TTT para um determinado aço, como aliás está indicado em várias das curvas em C já apresentadas. O «tamanho de grão» pode ser determinado e medido por vários métodos que, entretanto, não serão aqui abordados. Uma vez determinado é êle comparado com os «padrões» estabelecidos pela A.S.T.M. (American Society for Testing Materials) que os classificou em 8 grupos conforme indica a Fig. 24.

O controle do tamanho de grão é realizado de modo relativamente fácil pela adição, em teores baixos, de certos elementos de liga, entre os quais os mais usuais são alumínio e vanádio. Parece que a ação do alumínio no sentido de prevenir o crescimento excessivo da austenita é mecânica, isto é, através da formação de Al_2O_3 em partículas insolúveis as quais, localizadas nos contornos do grãos da austenita, atuam como verdadeiros obstáculos mecânicos impedindo seu crescimento. No caso do vanádio, admite-se que a cementita apresentando vanádio é mais dificilmente solúvel e que não ocorre crescimento da austenita enquanto esta não tenha dissolvido a cementita e não apresente completa homogeneidade em carbono.

2 — **Endurecibilidade ou temperabilidade** — Em vista do que foi exposto até agora, principalmente em relação às curvas TTT e à velocidade de esfriamento, é evidente que para se ter nos aços um endurecimento bem sucedido, isto é, formação da estrutura martensítica, é necessário um esfriamento com velocidade tal que evite a formação da perlita fina (fig. 13), principalmente entre 723 e 550° C. Ora o meio de esfriamento (água, óleo etc.) retira o calor diretamente só da superfície do aço, de modo que o que vai determinar a profundidade na qual se forma uma estrutura completamente martensítica é a velocidade de esfriamento a várias profundidades sob a superfície juntamente com a posição das curvas nos diagramas TTT. Isso já foi, aliás, ligeiramente abordado anteriormente (fig. 14 e 15). Chama-se «**endurecibilidade**» à profundidade de endurecimento. Define-se também endurecibilidade como a capacidade do aço de endurecer.

O conhecimento da endurecibilidade é importante, pois um dos objetivos mais procurados no tratamento térmico de um aço é endurecê-lo em condições controladas a uma profundidade determinada ou mesmo através de toda a sua secção e de modo a se produzirem mínimas tensões de esfriamento. Entre os métodos usados para a medida da endurecibilidade, os dois mais aceitos são :

— **método de Grossmann**, em que se resfria a partir do estado austenítico uma série de barras cilíndricas de diâmetros crescentes, em condições controladas de esfriamento. As barras são em seguida quebradas, medindo-se a dureza através de toda a secção transversal. Esse ensaio permite, pois, determinar a profundidade a que o aço endurece, não só pela medida de dureza como também pela observação das estruturas resultantes. Se se representar num gráfico, em abcisas, a secção transversal de uma barra cilíndrica ou seja, a distância do seu centro às extremidades e, em ordenadas, a dureza na escala Rockwell C, por exemplo, poder-se-ia ter os aspectos das figuras 25 e 26, em

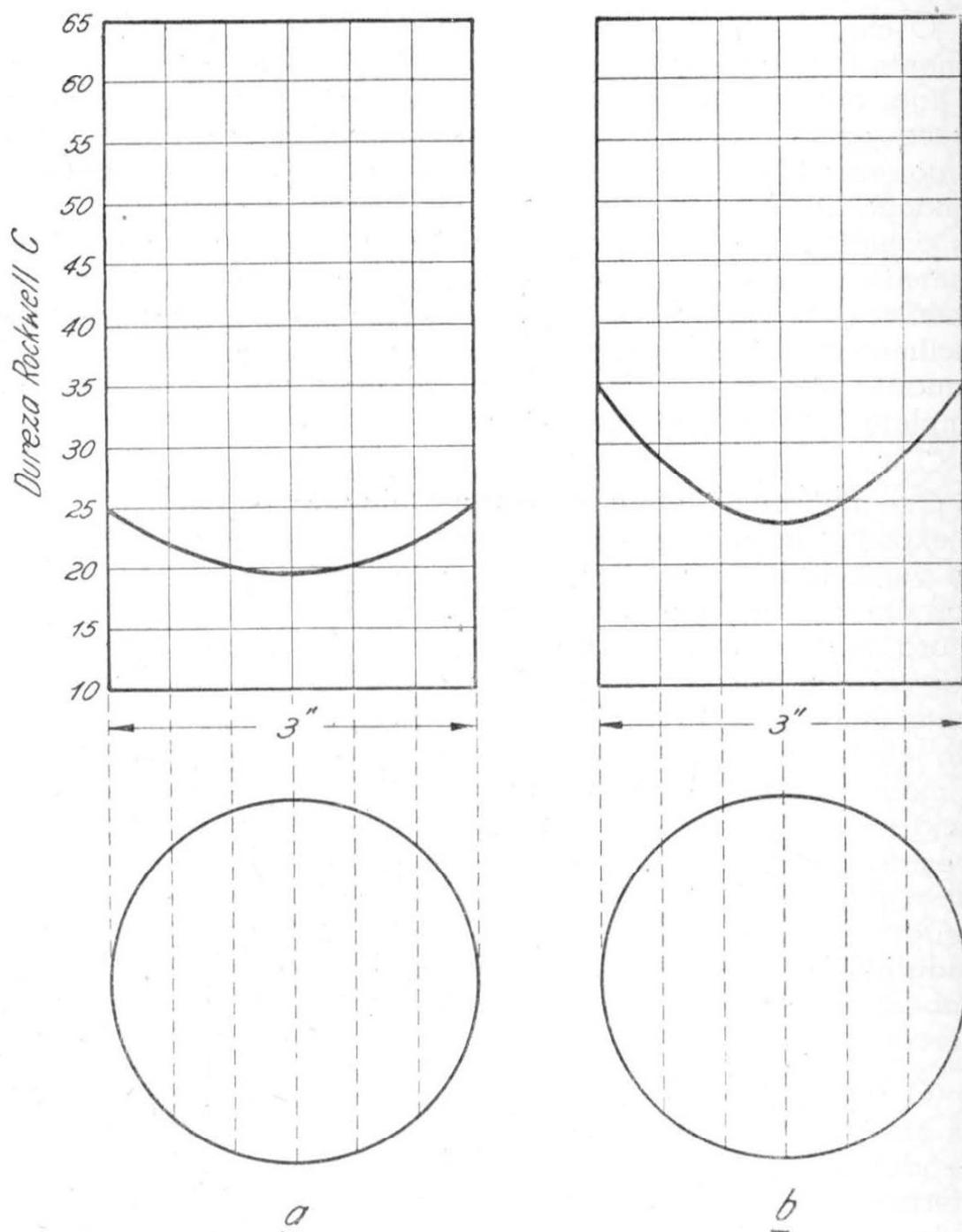


FIG. 25 — Curvas de resfriamento para aço-carbono (SAE 1040).
a) resfriamento em óleo; b) resfriamento em água.

que se pode verificar também a influência do meio de esfriamento e da composição do aço sobre a endurecibilidade.

No método de Grossmann costuma-se definir o **diâmetro crítico D_c** , que corresponde ao diâmetro da barra que, esfriada da temperatura austenítica, mostrará no centro 50 % de martensita. Portanto, uma barra cujo diâmetro corresponde ao diâmetro crítico terá o seu núcleo central com 50 % de martensita; qualquer diâmetro superior apresentará naturalmente um centro com menor quantidade de martensita ou seja incompletamente endurecido e qualquer diâmetro inferior apresentará o centro completamente martensítico ou endurecido. A separação da zona em que pre-

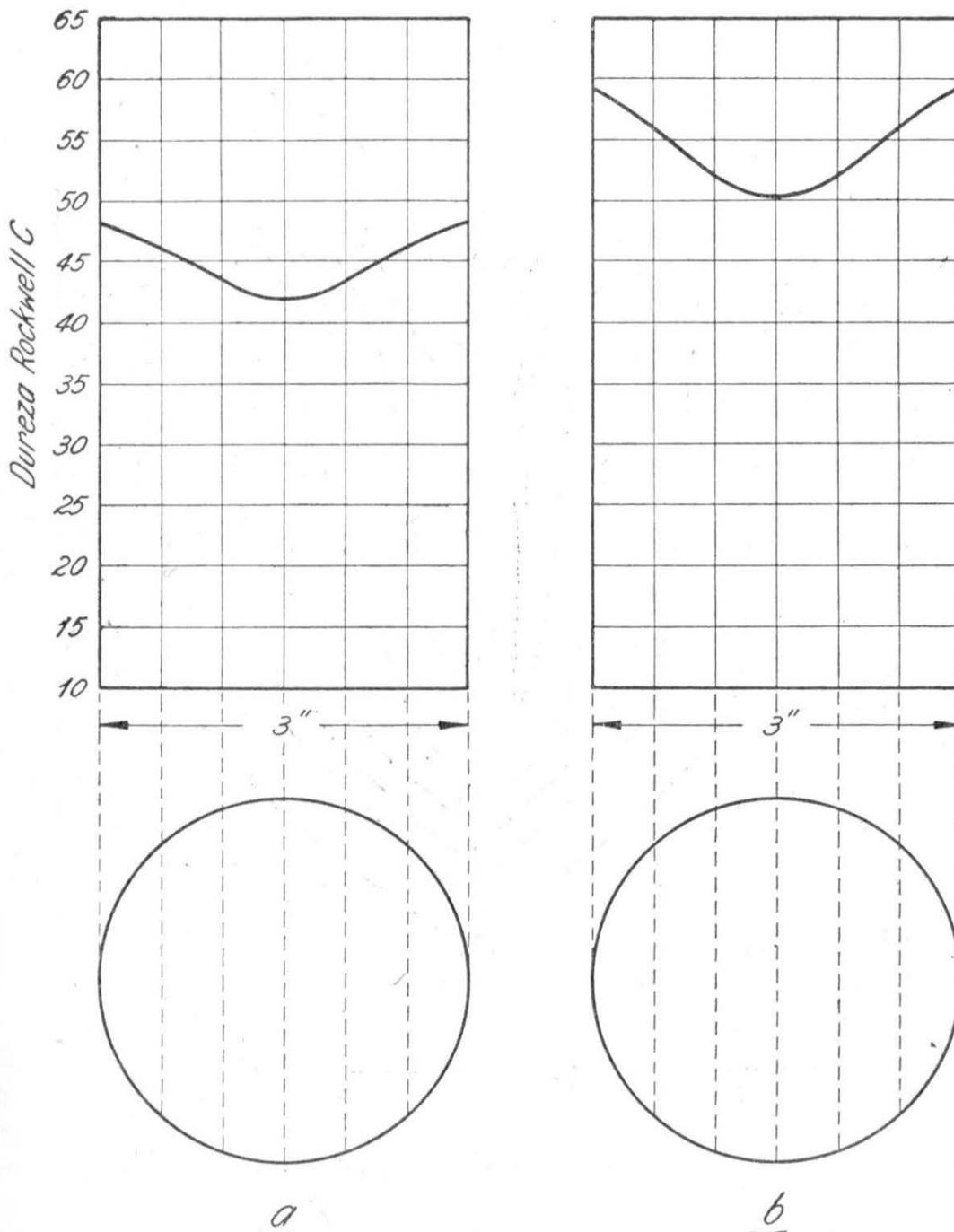


FIG. 26 — Curvas de dureza para aço-liga (SAE 4410).
a) resfriamento em óleo; b) resfriamento em água.

domina a estrutura martensítica da zona em que predomina a estrutura perlítica é percebida por uma queda brusca na dureza; pode-se, assim, facilmente determinar o diâmetro crítico para um determinado aço. Suponha-se, por exemplo, um aço com composição próxima da do eutetoide cujo diâmetro crítico se queira conhecer. Uma série de diâmetros diferentes são analisados pelo

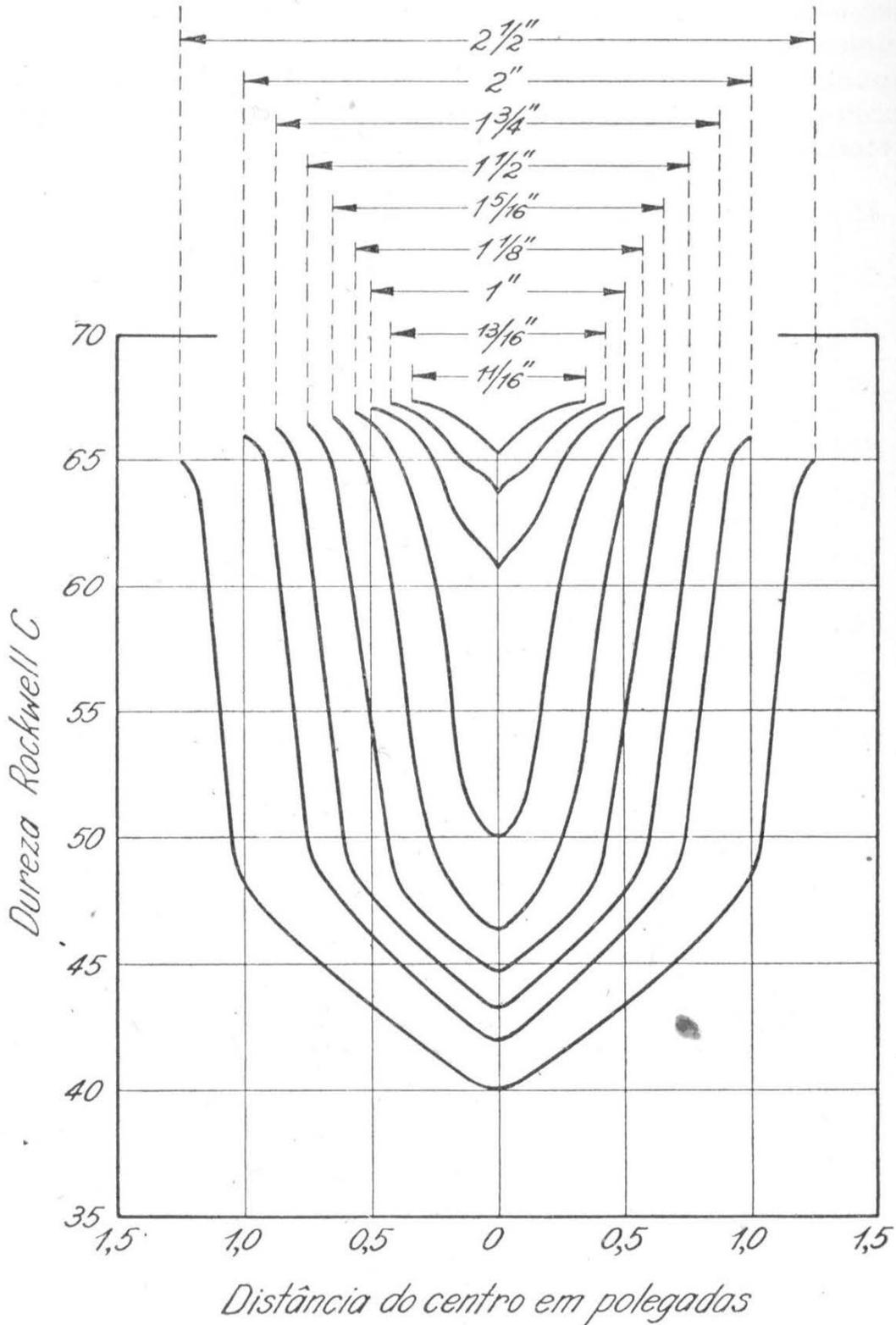


FIG. 27 — Curvas de dureza para um aço com 0,89 % de carbono, em uma série de barras redondas; esfriamento em água. (Figura extraída do livro «Principles of Heat Treatment» de M. A. Grossmann).

método Grossmann, com esfriamento em água, resultando uma série de curvas de dureza como a figura 27 indica. Os diâmetros das barras no exemplo considerado variam de 11/16 a 2-1/2". Para achar o diâmetro crítico, faz-se um gráfico em que em abcissas são representados os diâmetros das barras e em ordenadas a dureza Rockwell C dos centros das barras (fig. 28). Verifica-se que a mais brusca queda de dureza no centro tem-se para a barra em que o diâmetro fica entre 1" e 1-1/8" ou aproximadamente 1,05" que, assim, corresponde ao diâmetro crítico. Tal fato poderia ser perfeitamente comprovado pelo exame das texturas. A dureza crítica é a dureza do centro da barra de diâmetro crítico.

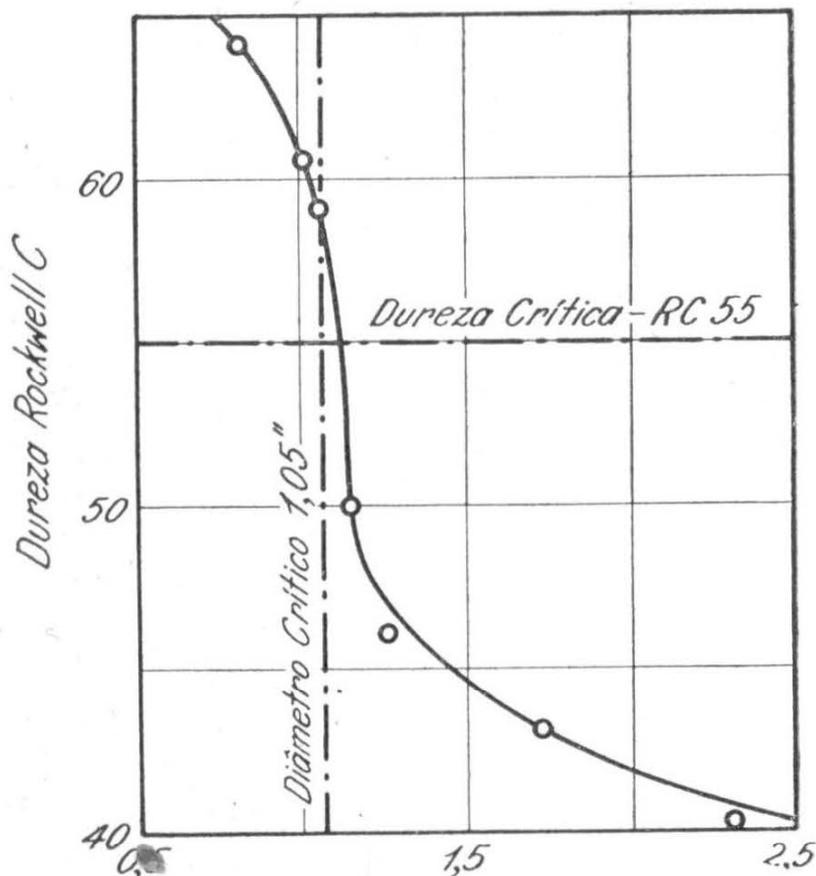


FIG. 28 — Curva representativa da dureza do centro de barras de aço com 0,89% C esfriadas em água (Figura extraída do livro «Principles of Heat Treatment» de M. A. Grossmann).

— **método de Jominy**, em que se produz um esfriamento diferencial. De acôrdo com êsse método uma barra cilíndrica com 1" de diâmetro e 4" de comprimento é aquecida à temperatura austenítica. A seguir, por meio de um dispositivo adequado, faz-se com que um jato de água, em certa quantidade e em determinadas condições de pressão e temperatura, seja dirigido contra uma das suas extremidades. Após esfriamento da barra, mede-se a dureza de uma sua secção longitudinal, a diferentes distâncias da extremidade que recebeu o jato de água.

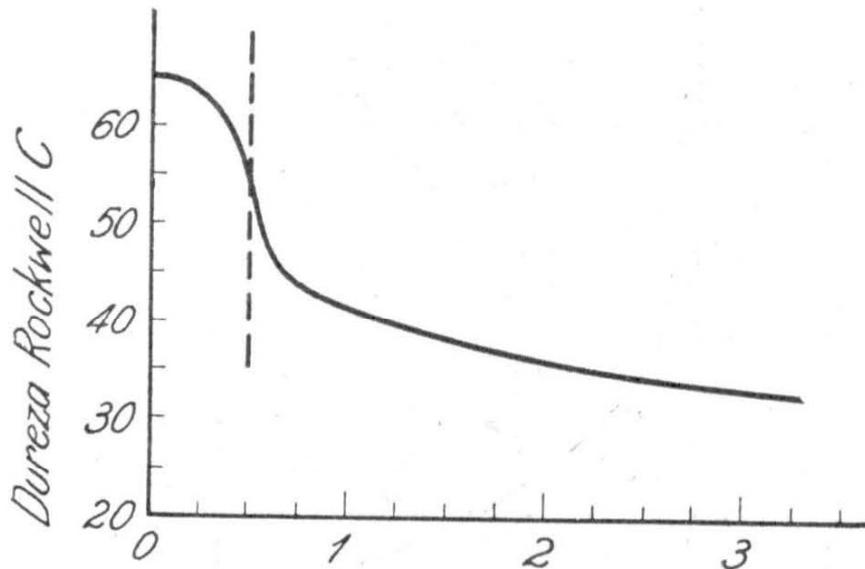
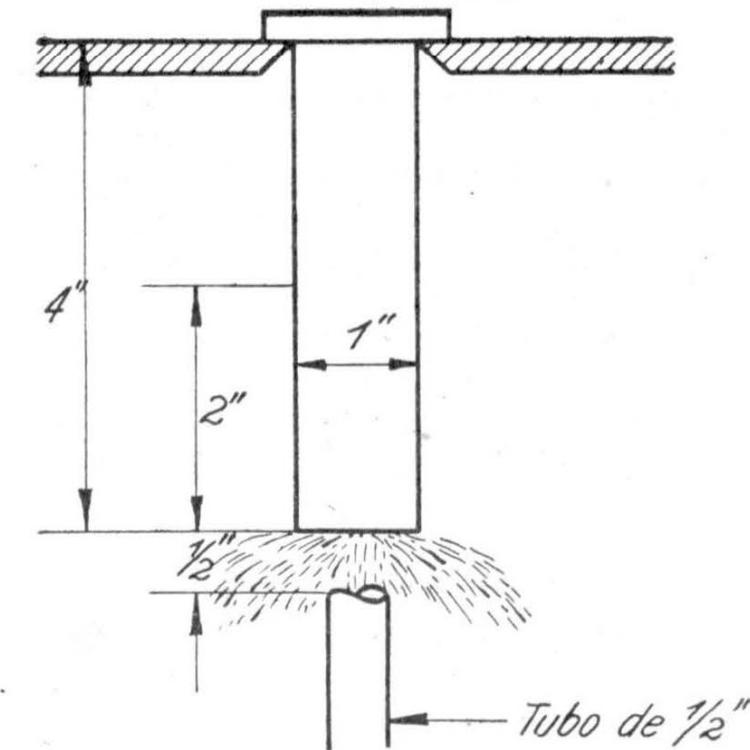


FIG. 29 — Dados de endurecibilidade de Jominy.

Os resultados são representados num gráfico (fig. 29), o qual possibilita a determinação da zona de meia-dureza (ou 50 % de martensita). O método de Jominy é o mais popular na atualidade, existindo curvas de endurecibilidade Jominy para a maioria dos aços estruturais ou utilizados em máquinas.

3 — **Fatores que afetam a endurecibilidade** — São, evidentemente, os mesmos que afetam a posição das curvas nos diagramas isotérmicos, isto é:

— **Tamanho de grão austenítico** — os aços com tamanho de grão da austenita fino tendem a endurecer a uma profundidade menor do que os de tamanho de grão da austenita grosseiro;

— **Composição química** — aços-liga tendem a endurecer a uma profundidade maior do que aços-carbono (figs. 25 e 26), do mesmo modo que para a mesma profundidade de endurecimento podem ser esfriados em meios mais brandos, como óleo ou mesmo ar.

IV

TRATAMENTO TÉRMICO DOS AÇOS: RECOZIMENTO, NORMALIZAÇÃO, TÊMPERA E REVENIDO; COALESCIMENTO

1 — **Tratamentos térmicos dos aços** — A comissão conjunta AFA-ASM-ASTM-SAE (*) adotou para tratamento térmico a seguinte definição:

«Combinação de operações de aquecimento e resfriamento aplicadas em determinado período de tempo aos metais e ligas metálicas, no estado sólido, de modo a produzir desejadas propriedades».

A importância do tratamento térmico é evidenciada pela simples enumeração de alguns dos objetivos visados: remoção de tensões internas, aumento da dureza, aumento da resistência ao desgaste, aumento da resistência à tração, aumento da ductilidade, aumento da usinabilidade, melhora das propriedades de corte, melhora da resistência à corrosão, melhora da resistência ao calor e modificação das propriedades elétricas e magnéticas.

Em geral, a melhora de uma ou mais propriedades, mediante um determinado tratamento térmico, é conseguida com prejuízo de outras. Por exemplo, o aumento da ductilidade provoca simultaneamente queda nos valores de dureza e resistência à tração. É necessário, pois, que o tratamento térmico seja escolhido e realizado adequadamente, para que os inconvenientes apontados sejam reduzidos ao mínimo.

A modificação ou obtenção de determinadas propriedades pela aplicação de tratamentos térmicos é devida a modificações estruturais que se produzem nos aços. Não se verifica, pela simples aplicação de um tratamento térmico, qualquer alteração da composição química do aço.

Há casos, entretanto, em que interessa somente uma modificação parcial de certas propriedades mecânicas; por exemplo, melhorar superficialmente a dureza do aço. Tal efeito é conseguido pela alteração parcial da composição química do material. Tais tratamentos, em que a combinação de operações de aquecimento e resfriamento é realizada em condições tais que produzam uma mudança parcial da composição química da liga e, conseqüentemente, uma modificação parcial de suas propriedades mecânicas, serão chamados, nestas notas, de «tratamentos termo-químicos».

Os tratamentos térmicos usuais dos aços são: recozimento, normalização, têmpera, revenido, coalescimento e os tratamentos isotérmicos.

(*) AFA — American Foundrymen's Association.
ASM — American Society for Metals.
ASTM — American Society for Testing Materials.
SAE — Society Automotive Engineers.

2 — **Recozimento** — É o tratamento térmico que é realizado com o fim de se alcançar um ou vários dos seguintes objetivos: remover tensões, diminuir a dureza, alterar propriedades mecânicas como resistência, ductilidade, etc., modificar os característicos elétricos e magnéticos, ajustar o tamanho de grão, regularizar a textura bruta de fusão, remover gases, produzir uma microestrutura definida, eliminar os efeitos de quaisquer tratamentos térmicos ou mecânicos a que o aço tiver sido anteriormente submetido.

O tratamento genérico recozimento abrange os seguintes tratamentos específicos:

— **Recozimento total ou pleno**, que consiste no aquecimento do aço acima da zona crítica, durante o tempo necessário e suficiente para se ter solução do carbono ou dos elementos de liga no ferro gama, seguido de um esfriamento muito lento, realizado ou mediante o contróle da velocidade do resfriamento do forno ou desligando o forno e deixando que o aço sob tratamento e o forno esfriem conjuntamente. O recozimento total ou pleno está representado esquematicamente na fig. 30.

A temperatura para recozimento pleno é de mais ou menos 50° C acima do limite superior — linha A_3 — da zona crítica,

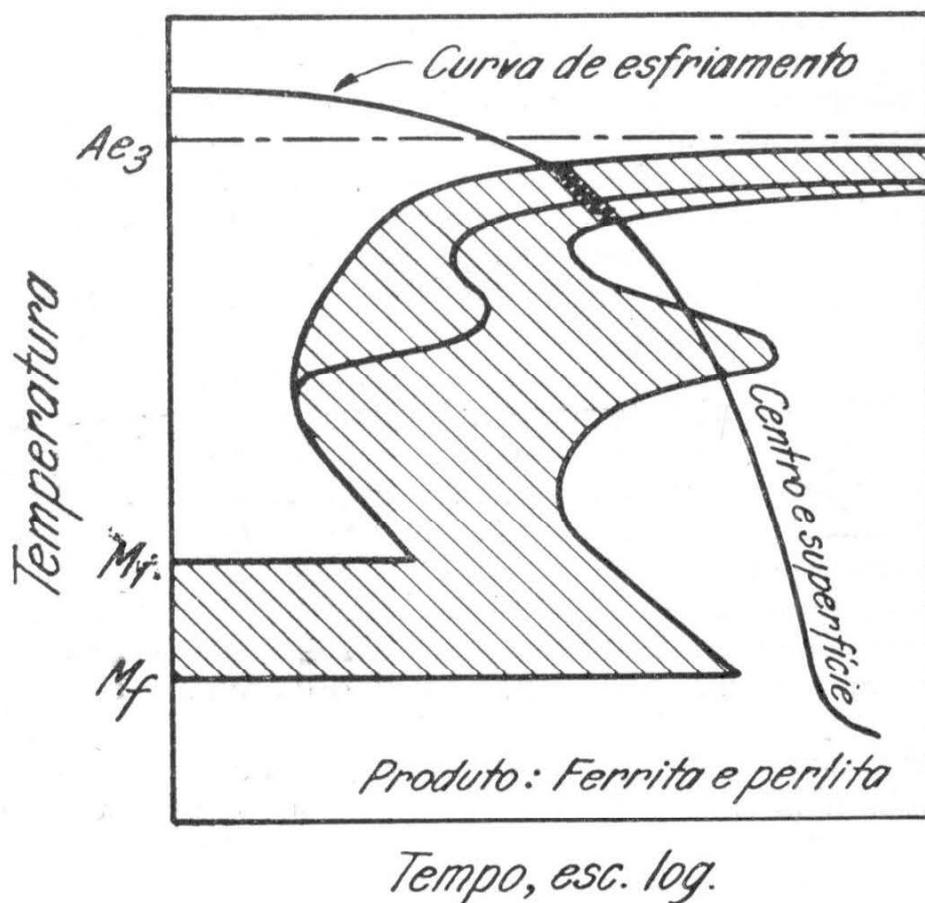


FIG. 30 — Diagrama esquemático de transformação para recozimento total.

para aços hipoeutetoides e acima do limite inferior — linha A_1 — para os hipereutetoides. Para estes aços, não se deve ultrapassar a linha superior A_{c_m} porque, no resfriamento lento posterior, ao ser atravessada novamente essa linha iria formar-se nos contornos dos grãos da austenita, um envólucro contínuo e frágil de carbonetos, o qual iria conferir excessiva fragilidade aos aços. Já na normalização, tratamento que implica num resfriamento ao ar, não se tem formação desse envólucro de carbonetos, justamente porque o resfriamento sendo mais rápido não dá oportunidade a tal precipitação dos carbonetos. Nessas condições, o aquecimento para a normalização de aços hipereutetoides pode ser levado a temperaturas acima da linha A_{c_m} .

Os constituintes estruturais que resultam do recozimento pleno são: perlita e ferrita para os aços hipoeutetoides, cementita e perlita para os aços hipereutetoides e perlita para os aços eutetoides.

— **Recozimento isotérmico ou cíclico**, que consiste no aquecimento do aço nas mesmas condições que para o recozimento total, seguido de um esfriamento rápido até uma temperatura situada dentro da porção superior do diagrama de transformação isotérmico, onde o material é mantido durante o tempo neces-

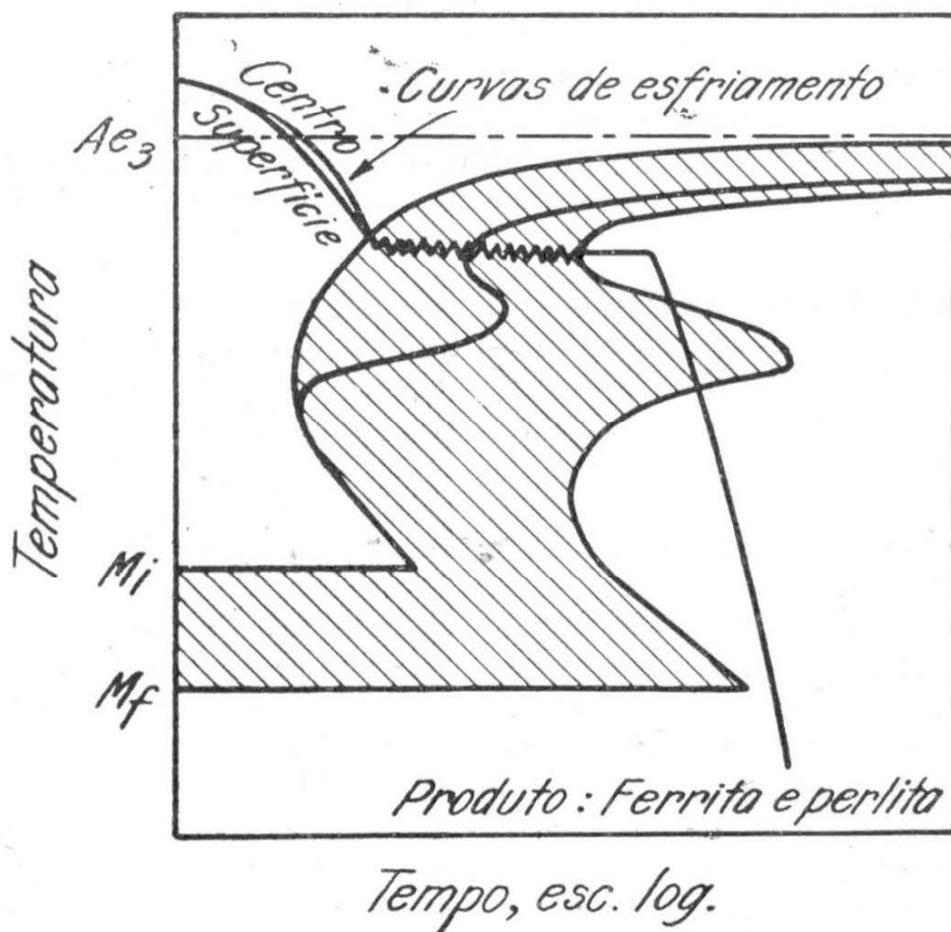


FIG. 31 — Diagrama esquemático de transformação para recozimento isotérmico ou cíclico.

sário a se produzir transformação completa. Em seguida, o esfriamento até a temperatura ambiente pode ser apressado como mostra o diagrama da fig. 31. Os produtos resultantes desse tratamento são também perlita e ferrita, perlita e cementita ou só perlita. A estrutura final, entretanto, é mais uniforme que no caso do recozimento pleno. Além disso, o ciclo de tratamento pode ser encurtado sensivelmente; nesse sentido, cita-se um caso em que, para uma determinada ferramenta, o tempo total do recozimento foi reduzido de 16 a 8 horas, ao passar-se do recozimento comum ao recozimento isotérmico.

— **Recozimento para alívio de tensões**, que consiste no aquecimento do aço a temperaturas inferiores à do limite inferior da zona crítica. O objetivo desse tratamento é aliviar as tensões originadas em operações de transformação mecânica a frio, como estampagem profunda, ou em operações como endireitamento, corte por chama, soldagem ou usinagem. Essas tensões começam a ser aliviadas a temperaturas pouco acima da ambiente; entretanto, é aconselhável aquecimento lento até, pelo menos, 500°C , para garantir completo alívio de tensões. De qualquer modo, a temperatura de aquecimento deve ser a mínima compatível com o tipo e as condições da peça, para que não se modifique a sua estrutura interna assim como não se produzam alterações sensíveis nas suas propriedades mecânicas.

— **Recozimento em caixa**, que consiste no aquecimento, a temperaturas que variam de 600 a 750°C , de peças de aço, tais como tiras e chapas laminadas a frio, em recipientes metálicos fechados de modo a reduzir ao mínimo a possibilidade de oxidação.

— **Recozimento brilhante**, que consiste num recozimento em fornos com atmosfera controlada (nitrogênio, hidrogênio, propana, butana, etc.), reduzindo apreciavelmente a oxidação superficial ou a descoloração e resultando uma superfície relativamente brilhante.

3 — **Normalização** — Consiste no aquecimento do aço a uma temperatura acima da zona crítica, seguido de esfriamento ao ar. Esse tratamento está esquematizado na fig. 32. Para os aços hipoeutetoides a temperatura de aquecimento ultrapassa a linha A_3 e para os hipereutetoides ultrapassa a linha A_{cm} , sem os inconvenientes, neste último caso, no esfriamento ao ar que se segue, da formação do envólucro fragil de carbonetos.

A normalização visa refinar a granulação grosseira de peças de aço fundidas principalmente; frequentemente, e com o mesmo objetivo, a normalização é aplicada em peças depois de laminadas ou forjadas. Esse tratamento melhora também a uniformidade da microestrutura. A normalização é ainda usada como tratamento preliminar à têmpera e revenido justamente para pro-

duzir estrutura mais uniforme, além de reduzir o empenamento e facilitar a solução de carbonetos e de elementos de liga. Os constituintes que se obtêm na normalização são ferrita e perlita fina, perlita fina e cementita ou perlita fina. Eventualmente, dependendo do tipo de aço, pode-se obter bainita, como a figura 32 mostra.

A Tabela IV permite comparar as propriedades mecânicas de aços de vários teores de carbono, nos estados recozido e normalizado

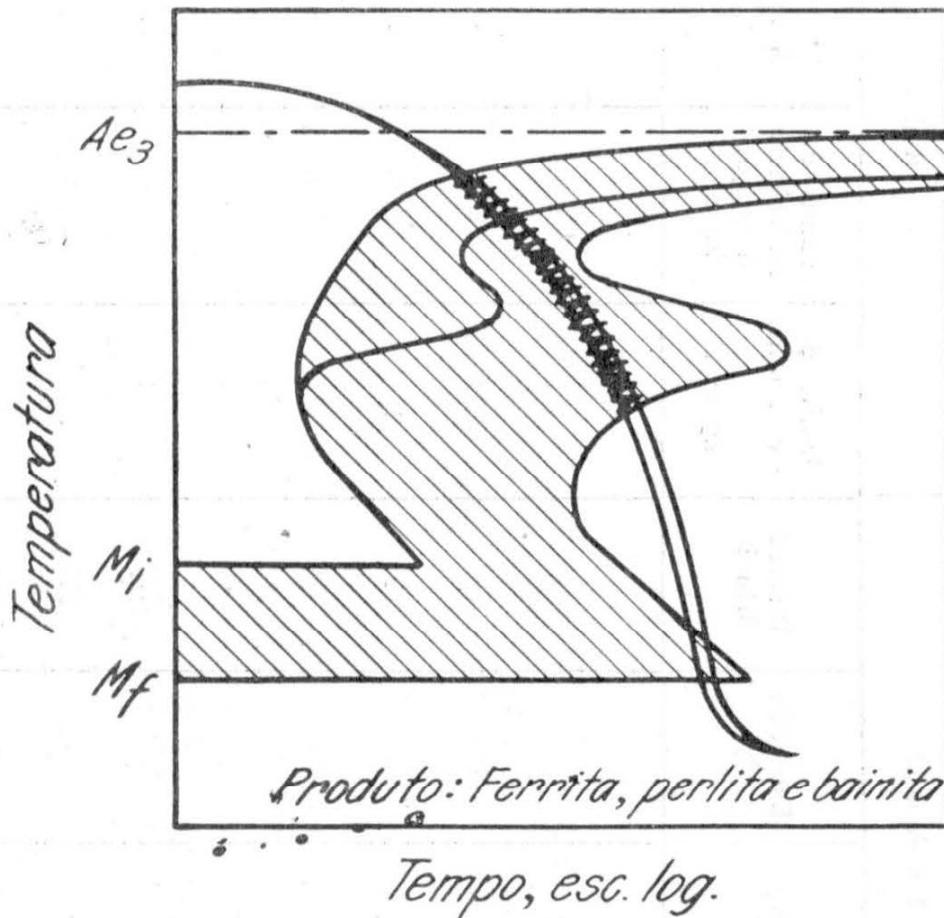


FIG. 32 — Diagrama esquemático de transformação para normalização.

4 — **Têmpera** — Consiste no esfriamento rápido do aço de uma temperatura acima da sua temperatura crítica (mais ou menos 50°C acima da linha A_3 para aços hipoeutetoides e acima da linha A_1 para os hipereutetoides), em um meio como óleo, água, salmoura ou mesmo ar. A fig. 33 esquematiza a operação de têmpera. O objetivo que se visa com a têmpera é a obtenção da estrutura martensítica, devendo-se, pois, evitar que a curva de esfriamento toque no cotovelo da curva em C, para que não haja transformação da austenita. Assim sendo, a velocidade de esfriamento dependerá do tipo de aço, da forma e das dimensões das peças.

TABELA IV
Propriedades Mecânicas de Aços Normalizados e Recozidos

% C	N O R M A L I Z A D O						R E C O Z I D O					
	Limite de escoamento kg/mm ²	Limite de resistência à tração kg/mm ²	Along. %	Estricção %	Dureza Brinell	Limite de escoamento kg/mm ²	Limite de resistência à tração kg/mm ²	Along. %	Estricção %	Dureza Brinell		
0,01	18,0	31,5	45	71	90	12,5	29,0	47	71	90		
0,20	31,5	45,0	35	60	120	25,0	41,0	37	64	115		
0,40	35,5	59,5	27	43	165	31,0	52,5	30	48	145		
0,60	42,0	76,5	19	28	220	34,5	67,0	23	33	190		
0,80	49,0	94,0	13	18	260	36,5	80,5	15	22	220		
1,00	70,0	106,5	7	11	295	36,5	75,5	22	26	195		
1,20	70,0	107,0	3	6	315	35,5	71,5	24	39	200		
1,40	67,0	103,5	1	3	300	35,0	69,0	19	25	215		

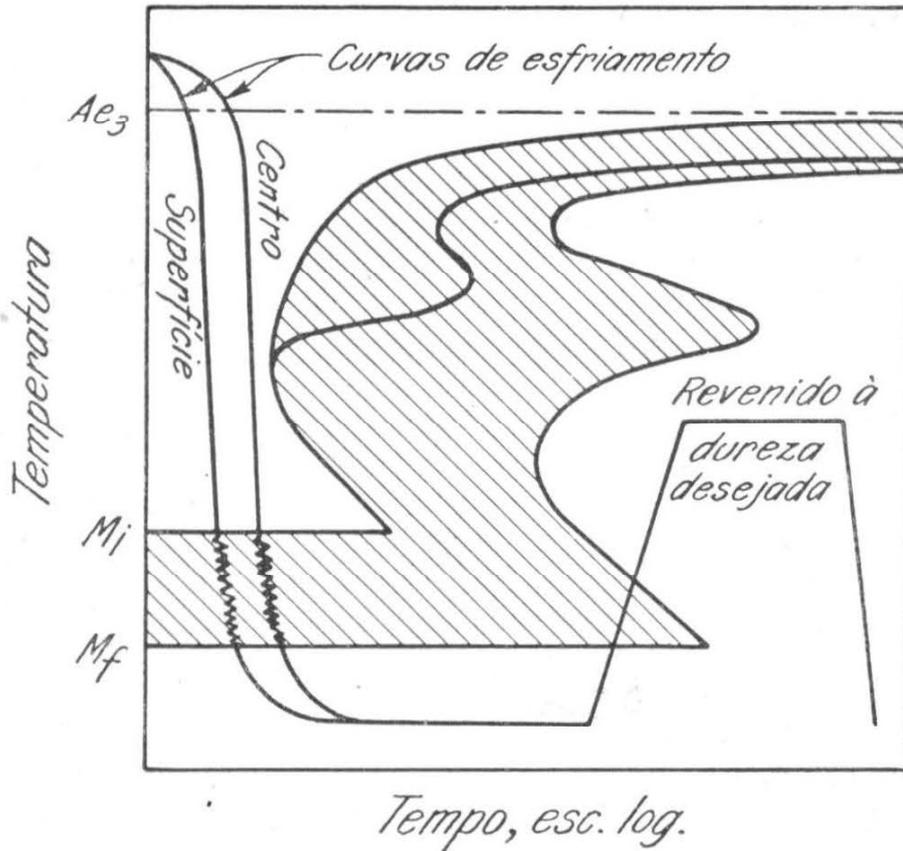


FIG. 33 — Diagrama esquemático de transformação para têmpera e revenido.

Os meios de esfriamento mais comumente utilizados na têmpera são óleo, água, salmoura; utilizaram-se também ar, sais e metais fundidos. O mais drástico é salmoura e o mais branco é metal ou sal fundido e mantido a uma determinada temperatura. A eficácia relativa de alguns meios de têmpera, tomando água à temperatura ambiente como unidade é a seguinte:

Ar	0,02
Óleo	0,3
Água	1,0
Salmoura	2,0

Esses dados são relativos às velocidades de esfriamento na faixa de temperaturas entre 720° C e 550° C que, como se sabe, corresponde à parte crítica da curva TTT. Pelo exame dos dados acima, verifica-se que as soluções aquosas (salmoura), constituem os meios de têmpera mais eficientes. Entre essas soluções aquosas, as mais comuns são as soluções de água com 10 % de hidróxido de sódio, ou 10 % de cloreto de sódio, ou 10 % de carbonato de sódio. A água aquecida apresenta uma velocidade de esfriamento que se localiza entre o óleo e o ar. Esse fato deve ser levado em conta ao se utilizar água como meio de esfriamento, pois se o seu volume não é suficiente, ela se aquecerá excessivamente e sua eficácia como meio de esfriamento ficará grandemente diminuída. Evita-se esse inconveniente

pelo resfriamento contínuo da água, ou pelo uso de água corrente em vez de água tranquila. No caso do óleo, êsse efeito da temperatura não é tão sensível, mas por garantia pode-se evitar que sua temperatura suba muito, resfriando-se por meio de um sistema de circulação.

Outro fator a ser levado em conta é a agitação do meio de esfriamento ou do movimento da peça no interior dêsse meio. De fato, nessas condições, o esfriamento é mais rápido e, além disso, tem-se maior garantia de um melhor contáto entre todas as partes da peça e o meio de esfriamento.

A têmpera do aço tem como principais objetivos o aumento de sua dureza e de seu limite de resistência à tração. Na realidade, com a têmpera visa-se obter uma determinada dureza a uma profundidade desejada, resultando também baixa ductilidade (baixos valores de alongamento e estrição), além de elevadas tensões internas. Êstes inconvenientes — fragilidade e tensões internas — serão eliminados pelo revenido.

Para que a têmpera seja bem sucedida vários fatores devem ser levados em conta. Em primeiro lugar, a velocidade de esfriamento deve ser tal que impeça transformação da austenita nas temperaturas mais elevadas, em qualquer parte da peça que se deseja endurecer. De fato, as transformações da austenita nas altas temperaturas podem dar como resultado estruturas mistas as quais ocasionam o aparecimento de pontos moles além de conferirem ao aço baixos valores para o limite de escoamento e para a resiliência. Assim sendo, as dimensões das peças a serem temperadas constituem um fator importante porque podem determinar diferenças de esfriamento entre a superfície e o centro. Em peças pequenas ou de pequena espessura, essa diferença é desprezível. O mesmo, entretanto, não se dá com peças de grandes dimensões, no centro das quais a velocidade de esfriamento é menor do que na superfície, resultando estruturas de transformação mistas, a não ser que o teor de elemento de liga do aço seja suficiente para impedir essa transformação e produzir somente a estrutura martensítica.

Às vezes, por outro lado, é conveniente um núcleo mais mole e, então, escolhe-se um aço e uma velocidade de esfriamento que produzam superfícies duras e núcleos naquelas condições.

A razão da alta dureza da martensita já foi estudada. Para maior clareza, será repetida e ampliada a seguir:

— O carbono dissolve-se prontamente no ferro gama, mas é praticamente insolúvel no ferro alfa. Os átomos de carbono no ferro gama se distribuem nos espaços entre os átomos de ferro, isto é, no interior das unidades cúbicas da face centrada. Entretanto, os espaços entre os átomos de ferro no reticulado cúbico centrado do ferro alfa são incapazes de acomodar átomos de carbono sem que se produza considerável deformação do reticulado. Êsse é o motivo da baixa solubilidade do carbono no

ferro alfa. Quando a austenita é resfriada a uma temperatura em que não é mais estável, o ferro gama passa a alfa e o carbono é expulso da solução sólida combinando-se com o ferro de modo a formar o carboneto Fe_3C . Este Fe_3C possui um reticulado complexo com poucos planos de escorregamento e é extremamente duro. Com o ferro alfa forma, como se sabe, o constituinte lamelar perlita. Quando se aumenta a velocidade de esfriamento da austenita, pode-se chegar a uma velocidade tão alta que não permite a expulsão do carbono da solução sólida para formar o Fe_3C , verificando-se somente passagem da forma alotrópica do ferro de gama a alfa. Tem-se, então, uma solução sólida super-saturada de carbono em ferro alfa, constituindo a **martensita** (fig. 34) cuja extrema dureza deve ser atribuída à distorção do reticulado cúbico centrado causada pela supersaturação. Admite-se hoje que a martensita apresente uma estrutura tetragonal centrada e não cúbica, formada por um movimento de átomos em planos específicos da austenita. Essa estrutura está também sujeita a micro-tensões elevadas e se apresenta também supersaturada de carbono ou contém partículas grandemente dispersas de carbonetos.

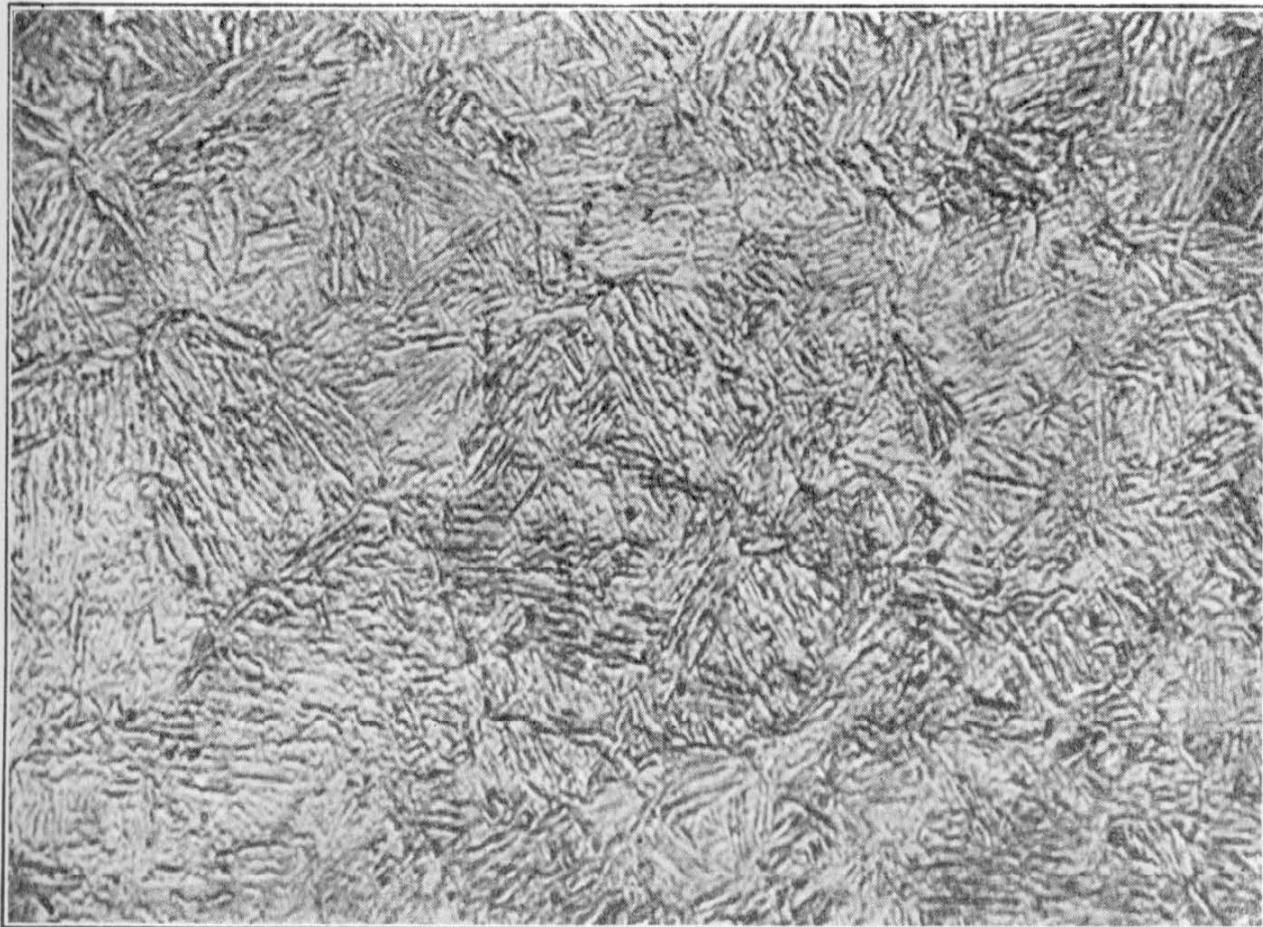


FIG. 34 — Aspecto micrográfico de aço temperado: martensita.
Ataque: ácido nítrico 750 x.

Do que foi acima exposto, resulta que a estrutura martensítica se caracteriza pela excessiva dureza e por apresentar tensões internas apreciáveis.

Esses inconvenientes são atenuados ou eliminados pelo aquecimento da martensita, ou seja, do aço temperado, a temperaturas determinadas. Essa operação constitui o **revenido**.

5 — **Revenido** — O revenido é um tratamento térmico que, normalmente, sempre acompanha a têmpera, pois elimina a maioria dos inconvenientes produzidos por esta; além de remover as tensões internas, diminui a dureza e aumenta a ductilidade e a tenacidade (fig. 35).

O aquecimento da martensita permite a reversão do reticulado instável desta ao reticulado estável cúbico centrado, produz reajustamentos internos que aliviam as tensões e, além disso, uma precipitação de partículas de carbonetos que crescem e se aglomeram, conforme a temperatura e o tempo.

Conforme a temperatura de revenido, verificam-se, pois, as seguintes transformações:

— **Entre 150° e 230° C**, o reticulado tetragonal torna-se cúbico, qualquer austenita residual se transforma, verifica-se certa precipitação de carbonetos, o que produz uma estrutura que, ataca-

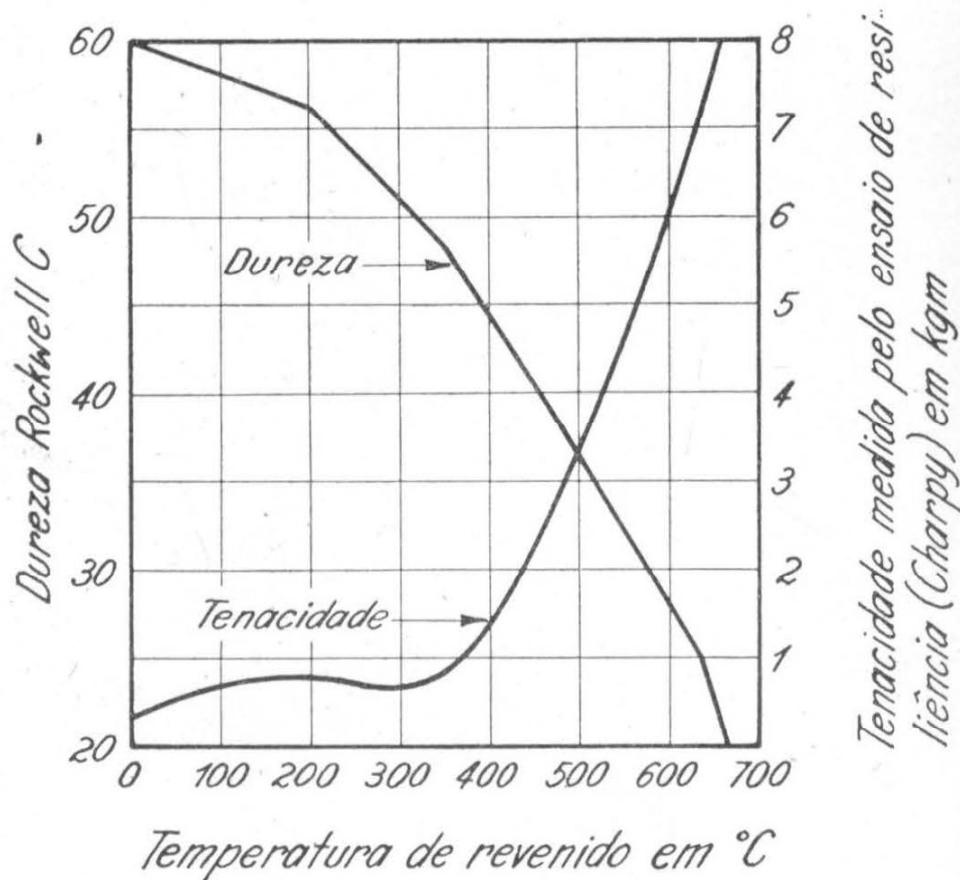


FIG. 35 — Efeito do revenido sobre a dureza e a tenacidade de um aço SAE 1045 temperado (Figura extraída do livro «Principles of Heat Treatment» de M.A. Grossmann).

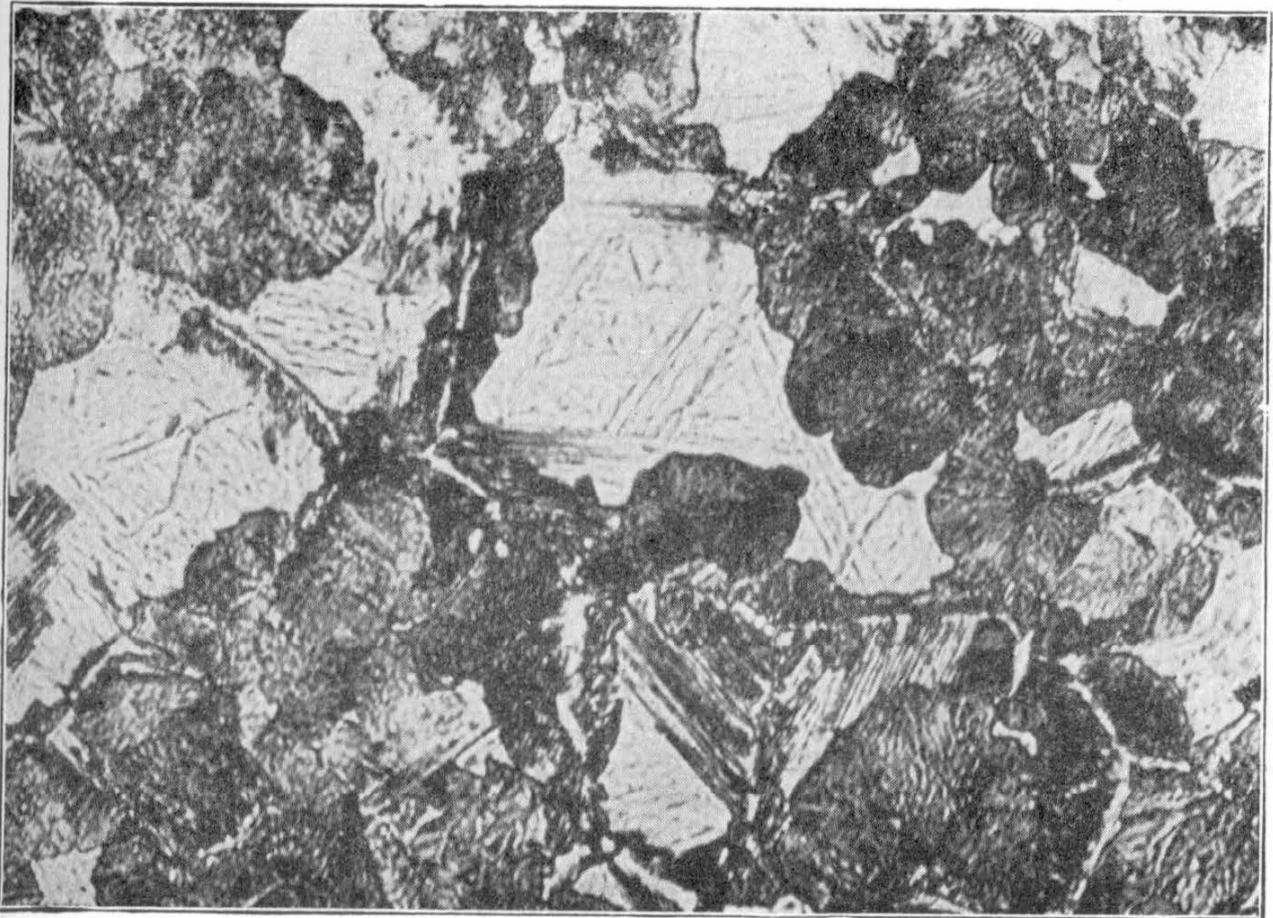


FIG. 36 — *Aspecto micrográfico de um aço temperado. Estrutura mista troostita-martensita. Ataque: nítrico 750 x.*

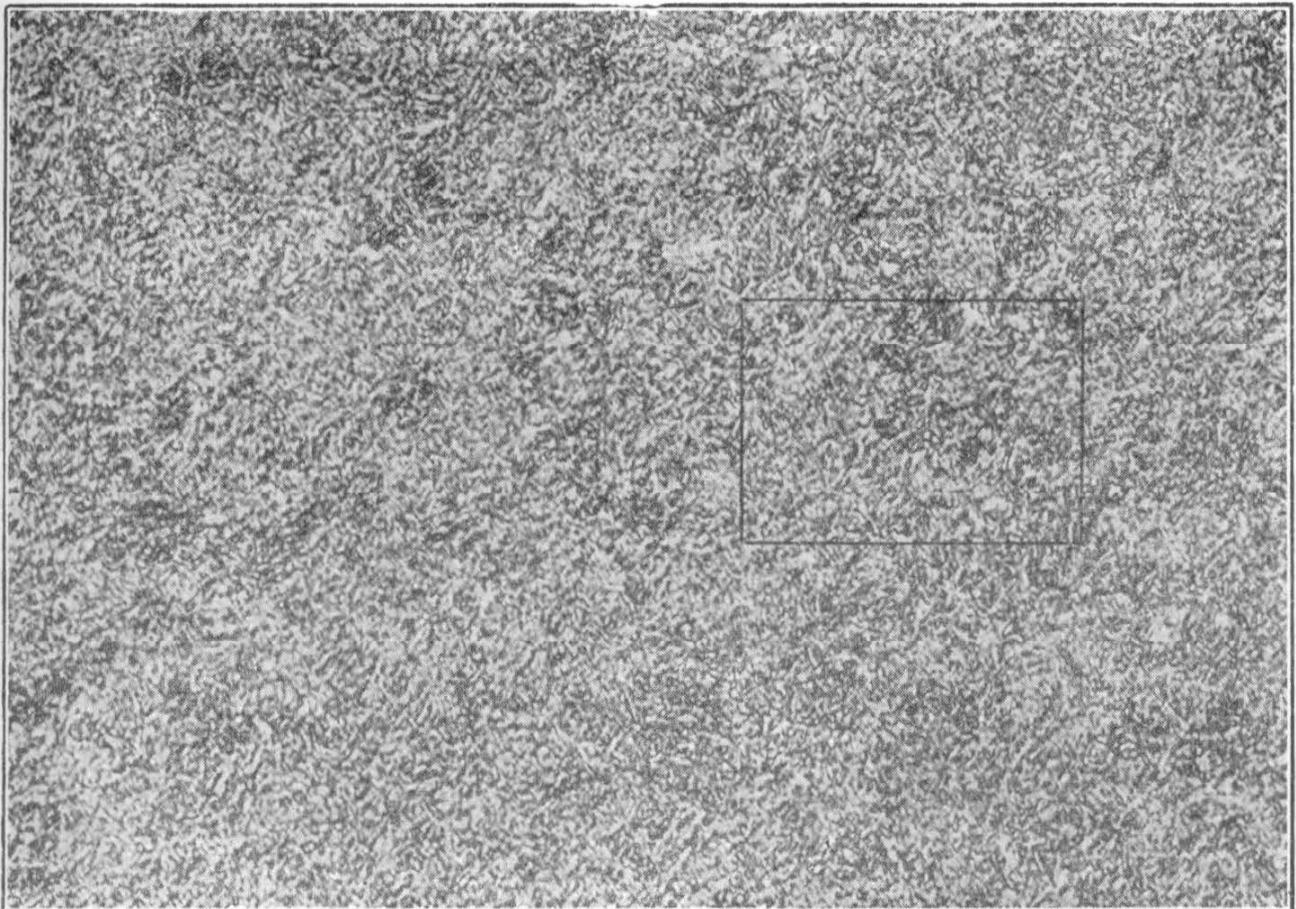


FIG. 37 — *Aspecto micrográfico de um aço temperado e revenido. Sorbita. Ataque: nítrico 200 x.*

da, aparece escura, donde a denominação de **martensita preta**; essa estrutura é também chamada **martensita revenida**. A dureza Rockwell cái ligeiramente — de 65 C a 60-63 C.

— **Entre 230° e 400° C**, prossegue a precipitação de carbonetos e seu crescimento se dá em forma globular. Tais glóbulos são ainda imperceptíveis ao microscópio. A estrutura perceptível ao microscópio é uma massa escura, chamada **troostita**. A dureza continua a cair — de cerca de 62 C a cerca de 50 C.

— **Entre 400° e 650° C**, prossegue o crescimento dos carbonetos em forma globular, tornando-se agora os glóbulos perceptíveis ao microscópio com grandes aumentos. As estruturas resultantes denominam-se **sorbita** e apresentam durezas variando de 20 a 45 Rockwell C.

— **Entre 650° e 723° C**, os carbonetos continuam a crescer e aparecem na forma de partículas globulares perfeitamente perceptíveis distribuídas num fundo ou matriz ferrítica contínua. A estrutura resultante é chamada **esferoidita** e sua dureza é muito baixa, variando de 5 a 20 Rockwell C. A esferoidita é muito tenaz.

Pelo que acaba de ser exposto, verifica-se que a temperatura de revenido pode ser escolhida de acôrdo com a combinação de propriedades mecânicas que se deseja no aço temperado.

As figuras 36 e 37 mostram, respectivamente, uma estrutura mista martensita-troostita e uma estrutura sorbítica.

Na operação de revenido, importa não só a temperatura do tratamento como também o tempo de permanência à temperatura considerada, o que pode ser comprovado pelo exame do gráfico da figura 38. A influência maior se verifica no início, diminuindo com intervalos de tempo maiores.

a — **Fragilidade de revenido** — Um fenômeno curioso, cuja causa é ainda incerta, tem sido verificado ocasionalmente em certos aços-liga, principalmente ao Ni-Cr (SAE 3140, etc.). Esses aços revenidos entre 500 e 680° C com esfriamento lento, mostraram no ensaio de resiliência grande fragilidade. Esfriados rapidamente a partir daquelas temperaturas apresentam-se dúteis, de acôrdo com a dureza correspondente ao revenido em questão. A esse fenômeno dá-se o nome de **fragilidade de revenido**. A fragilidade é somente revelada no ensaio de resiliência, pois tanto a microestrutura, como a resistência à tração, a dureza e outras propriedades mecânicas não são afetadas pela velocidade de esfriamento a partir das temperaturas de revenido.

Como foi dito, as causas são incertas. Sabe-se que o fenômeno é reversível, isto é, aços apresentando a fragilidade de revenido, aquecidos a 550° C e resfriados rapidamente apresentam a ductilidade esperada. Atribue-se a uma possível precipitação de carboneto da ferrita, devido ao decréscimo de solubili-

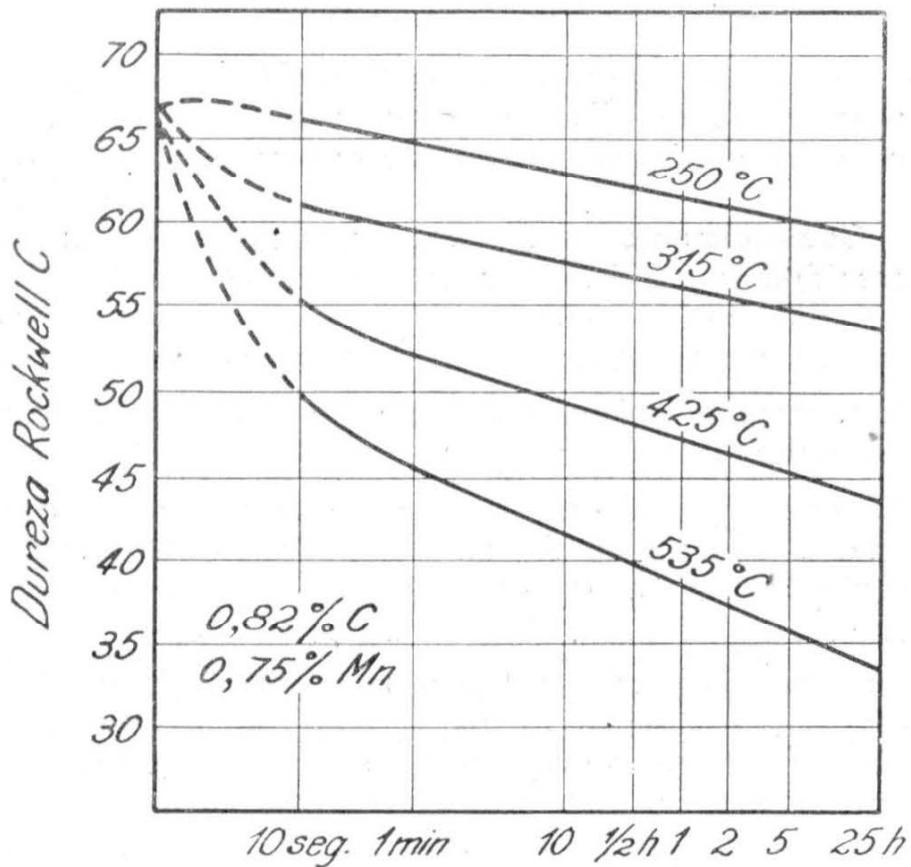


FIG. 38 — Influência do intervalo de tempo no revenido de um aço com 0,82% C, realizado a quatro temperaturas diferentes.

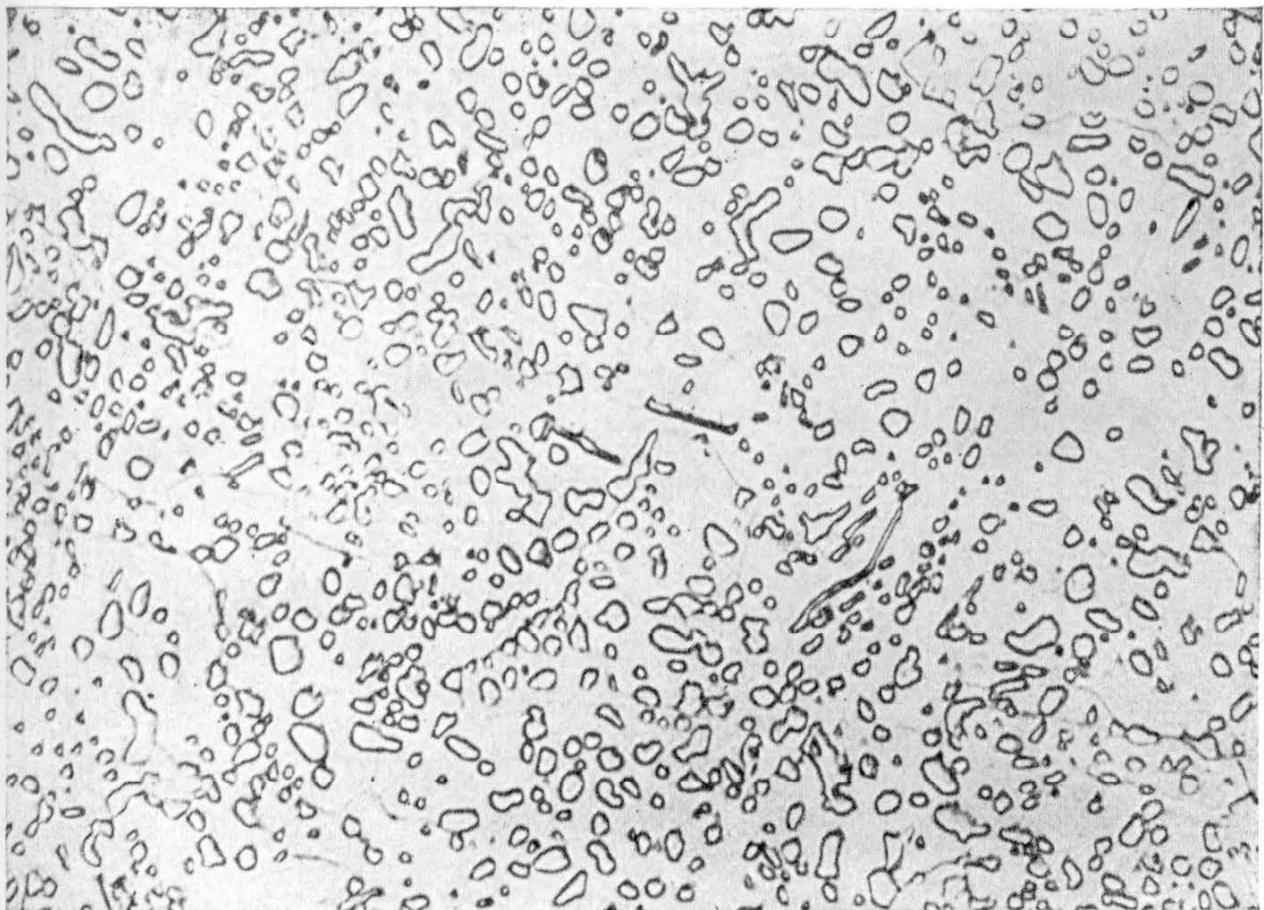


FIG. 39 -- Aspecto micrográfico de aço coalescido: esferoidita. Ataque: nítrico 750 x.

dade de 0,02 % de carbono a 600° C a 0,006 % de carbono à temperatura ambiente. Evita-se pelo resfriamento rápido, como se viu, ou pela adição de molibdênio em teores de 0,20 a 1,0 %.

6 — **Coalescimento** — Qualquer tratamento capaz de produzir **esferoidita** (fig. 39) é chamado de coalescimento. Esse tratamento é aplicado principalmente em aços hipereutetoides e pode consistir em qualquer das seguintes operações:

— Aquecimento prolongado a uma temperatura logo abaixo da linha inferior da zona crítica A_1 .

— Aquecimento e resfriamento alternados entre temperaturas logo acima e abaixo de A_1 ou seja, fazer a temperatura de aquecimento oscilar em torno de A_1 .

O coalescimento, originando a esferoidita, dá como resultado uma dureza muito baixa, normalmente inferior à que se pode obter com o recozimento. Nessas condições, objetiva-se com o coalescimento facilitar certas operações de deformação a frio e usinagem de aços de alto teor em carbono.

· V

TRATAMENTOS ISOTÉRMICOS: AUSTÊMPERA E MARTÊMPERA

Os tratamentos isotérmicos são tratamentos modernos, baseados no conhecimento das curvas em C. Compreendem a austêmpera e a martêmpera.

1 — **Austêmpera** — Consiste no aquecimento do aço até uma temperatura acima de zona crítica, seguido de esfriamento rápido num meio mantido a uma temperatura constante, dentro da faixa de formação da bainita (aproximadamente 250° a 400° C) durante o tempo necessário até se produzir a transformação. Em seguida o aço é esfriado rapidamente até a temperatura ambiente. A austêmpera está representada esquematicamente, em diagrama de transformação isotérmica, na fig. 40. As estruturas bainíticas obtidas na austêmpera, sobretudo na parte mais baixa do diagrama TTT, caracterizam-se por elevada ductilidade, com durezas elevadas, da ordem de 50 Rockwell C, ductilidade essa bem superior à da martensita revenida normal que possua a mesma dureza. Em experiências realizadas em secções de 4 a 5 mm verificou-se que as estruturas bainíticas obtidas, de alta dureza

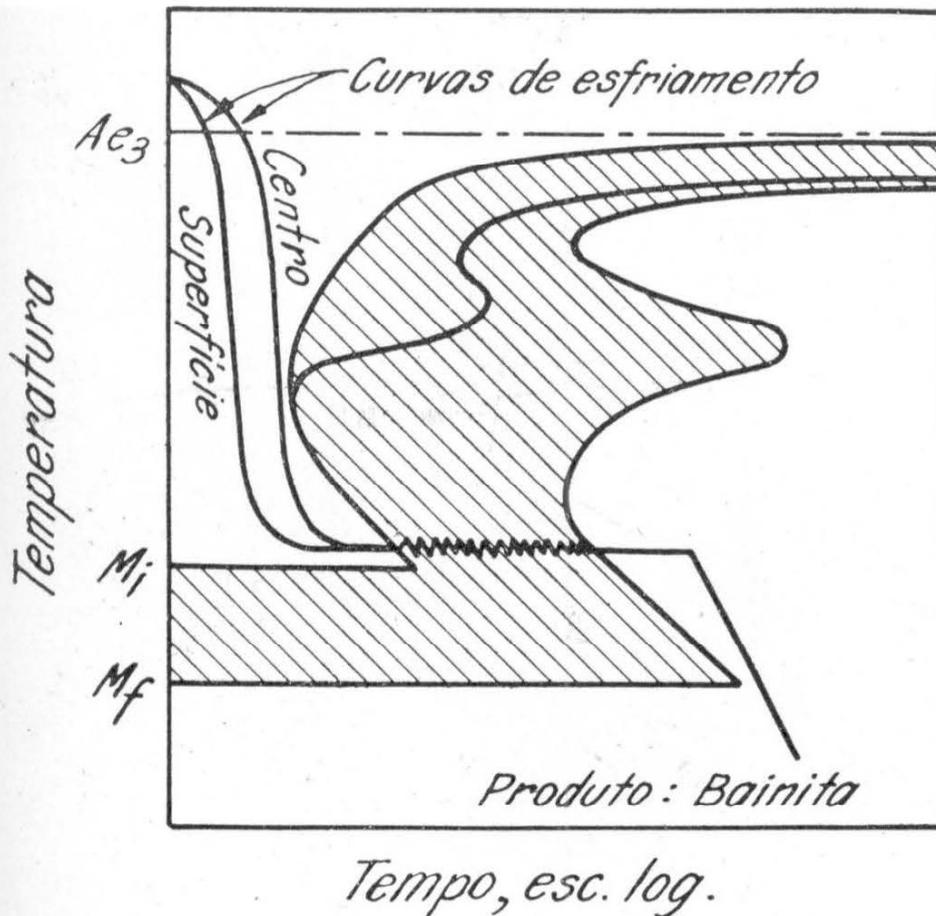


FIG. 40 — Diagrama esquemático de transformação para austêmpera.

(em torno de 50 RC) mostravam 35 % de estrição no ensaio de tração e uma resiliência de 4,8 kgm, ao passo que a martensita revenida com mesma dureza apresentava estrição inferior a 1 % e somente 0,5 kgm de resiliência. Entretanto, é somente nessa zona de altas durezas que as estruturas bainíticas são vantajosas; de fato, na faixa de durezas de 40-45 Rockwell C, a estrutura sorbítica é superior.

Na faixa de durezas necessária para aços-ferramenta, isto é, 60 a 65 Rockwell C, não é possível obter estruturas bainíticas, o que constitui uma limitação do processo. Outra limitação diz respeito às dimensões das peças que devem ser de pequena espessura de modo a, esfriando rapidamente, evitar a formação de perlita fina.

A grande vantagem do processo é que, devido à estrutura bainítica se formar diretamente da austenita a uma temperatura bem mais alta do que a martensita, as tensões internas desenvolvidas são muito menores; do mesmo modo, não se verifica praticamente distorção ou empenamento, o que é particularmente importante em peças de seções finas e formas complicadas.

Uma recente modificação da austêmpera permite empregar o tratamento para peças maiores. O aço, depois de aquecido acima da temperatura crítica é rapidamente esfriado, de modo

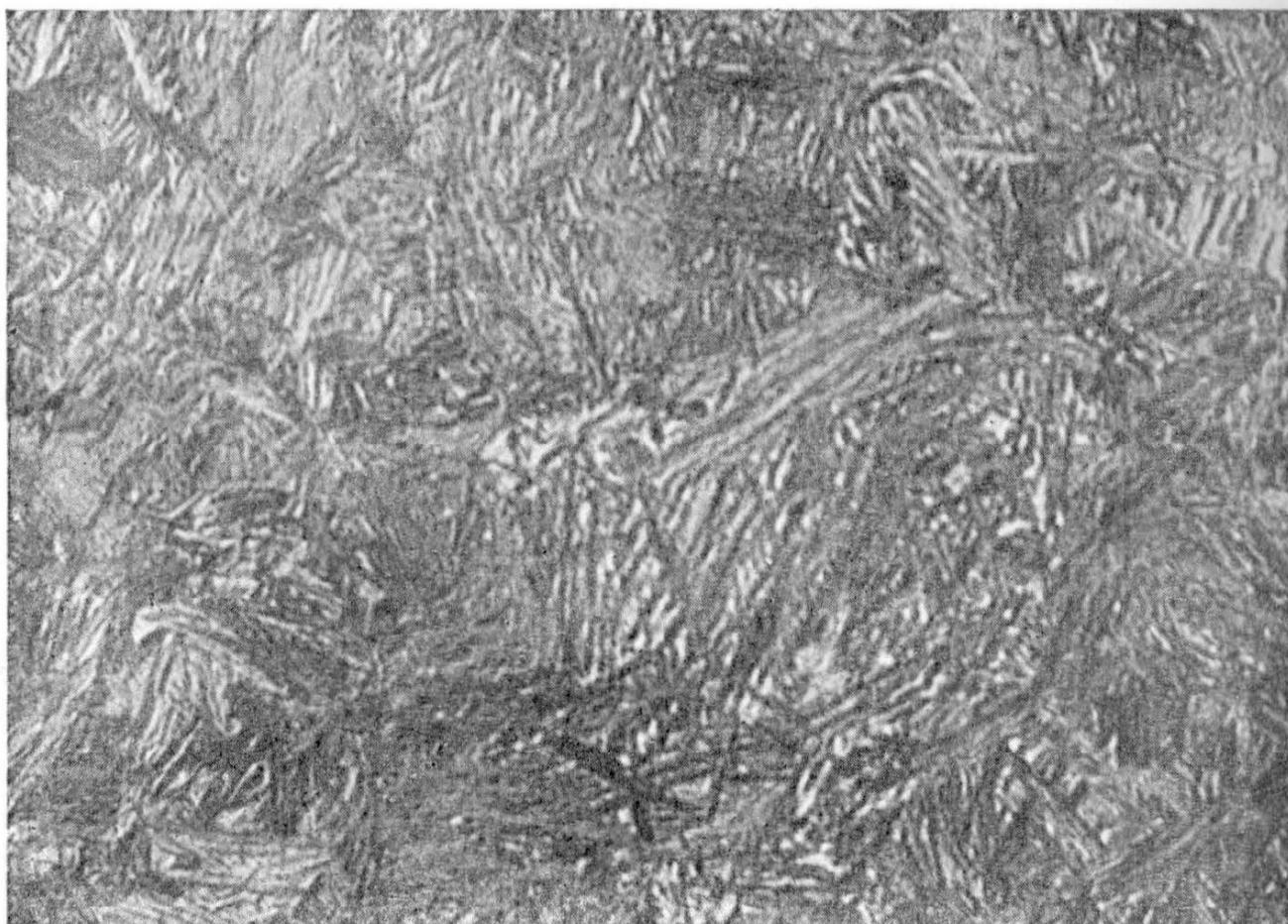


FIG. 41 — Aspecto micrográfico de aço austemperado: bainita.
Ataque: ácido nítrico 750 x.

a evitar o cotovelo da curva em C, a uma temperatura abaixo de M_1 , tendo-se assim transformação de pequena parte da austenita em martensita. A peça é, em seguida, imediatamente transferida a um forno cuja temperatura permita transformação a estrutura bainítica.

A figura 41 mostra bainita em aço austemperado.

2 — **Martêmpera** — Essa operação, esquematizada na fig. 42, consiste no aquecimento a uma temperatura acima da crítica seguido de esfriamento rápido a uma temperatura logo acima de M_1 , onde a peça é mantida o tempo suficiente para se atingir uniformidade de temperatura através de toda a secção. Depois o aço é esfriado lentamente ao ar, através da faixa M_1 - M_f de modo a produzir martensita. Finalmente, logo a seguir, procede-se a um revenido para se ter a desejada dureza. O meio de esfriamento usado neste processo é, em geral, um banho de sal. A grande vantagem do processo está no seguinte: o esfriamento relativamente rápido — ao ar — de uma temperatura logo acima de M_1 (início de formação da martensita) não produz grande diferença de temperatura entre a superfície e o centro da peça, de modo que a formação da martensita ocorre a uma velocidade uniforme através de toda a peça; eliminam-se, assim, praticamente todas as tensões residuais, o empenamento e as fissuras de têmpera.

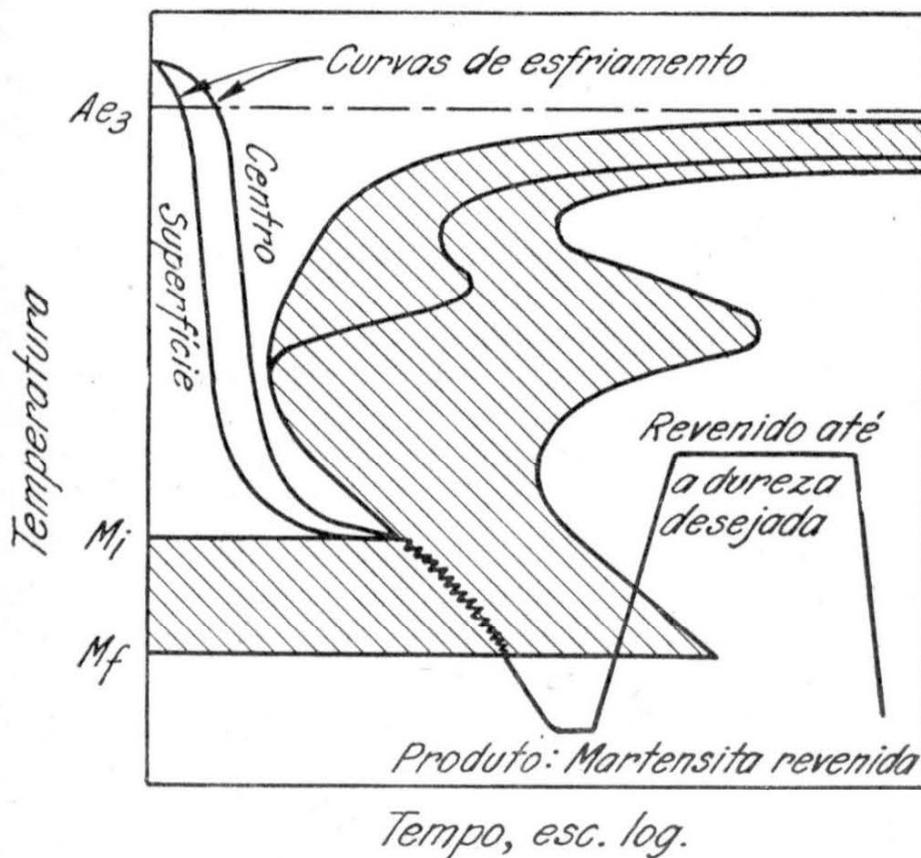


FIG. 42 — Diagrama esquemático de transformação para martêmpera.

Cômo na austêmpera, o processo de martêmpera é limitado a peças de pequena espessura, devido à baixa velocidade de esfriamento do banho de sal em que são esfriadas.

Convém lembrar que austêmpera e martêmpera são tratamentos isotérmicos que diferem fundamentalmente:

- na austêmpera visa-se produzir bainita.
- na martêmpera, martensita.

V I

TRATAMENTOS TERMO-QUÍMICOS; CEMENTAÇÃO NITRETAÇÃO E CIANETAÇÃO

1 — **Definições** — Visam os tratamentos termo-químicos — cementação, nitretação ou cianetação — o endurecimento superficial dos aços, pela modificação parcial da sua composição química nas secções que se deseja endurecer.

A aplicação de calor em um meio apropriado pode levar a essa alteração da composição química do aço até uma profundidade que depende da temperatura de aquecimento e do tempo de permanência à temperatura de tratamento em contato com o meio em questão.

A modificação parcial da composição química produz também uma alteração parcial na estrutura do material resultando, em resumo, numa modificação igualmente parcial das propriedades mecânicas.

O objetivo principal é aumentar a dureza e a resistência ao desgaste superficial ao mesmo tempo que o núcleo do material permanece dútil e tenaz.

Essa possibilidade de se aliar uma superfície dura com um núcleo mais mole e tenaz é de grande importância em inúmeras aplicações da engenharia, sobretudo porque, pelo emprêgo de aços com elementos de liga, pode-se conseguir núcleos de elevada resistência e tenacidade com superfície extremamente dura, resultando num material capaz de suportar em alto grau certos tipos de tensões.

O processo clássico de endurecimento superficial é a **cementação**, isto é, o enriquecimento superficial de carbono de certos aços, quando aquecidos convenientemente em contáto com substâncias carbonáceas. Outro tratamento termo-químico de importância é a **nitretação** em que se tem absorção superficial de nitrogênio. Finalmente, a **cianetação** permite atingir-se praticamente o mesmo objetivo pela introdução superficial simultânea de carbono e nitrogênio.

2 — **Cementação** — Este tratamento, muito antigo, pois os romanos já o praticavam, consiste na introdução de carbono na superfície do aço, de modo a que êste, depois de convenientemente temperado e revenido, apresente uma superfície muito mais dura. É necessário que o aço, em contato com uma substância capaz de fornecer carbono, seja aquecido a uma temperatura em que a solução do carbono no ferro seja fácil. Nessas condições, a temperatura deve ser superior à da zona crítica, onde o ferro se encontrará na forma alotrópica gama. Por outro lado, a profundidade de penetração do carbono depende da temperatura e do tempo, como pode ser verificado pelo exame das curvas

da Figura 43. Nota-se que a penetração é rápida a princípio, decrescendo depois. Nota-se também, que as temperaturas mais elevadas favorecem a penetração.

Os processos usuais comerciais de cementação podem elevar o teor superficial de carbono até 0,8 ou 1,0 %.

A cementação pode ser realizada por via sólida, gasosa e líquida originando os seguintes métodos de cementação: a) sólida ou em caixa; b) gasosa e c) líquida.

a) **Cementação sólida ou em caixa** — Neste método as peças de aço são colocadas em caixas metálicas, geralmente de aço-liga resistente ao calor, em presença das chamadas misturas carburizantes. Estas constam usualmente de uma mistura de carvão de madeira e cerca de 20 % de uma substância ativadora, normalmente carbonato alcalino ou de outro metal. O carbonato mais comum é o de bário, às vezes com pequenas adições de carbono de sódio e cálcio. Também costuma-se introduzir na mistura cerca de 20 % de coque que aumenta a velocidade de transferência de calor contribuindo para obter temperaturas mais uniformes.

Existem outras misturas carburizantes, como combinações de materiais orgânicos — osso queimado, osso cru, ou osso com carvão de madeira.

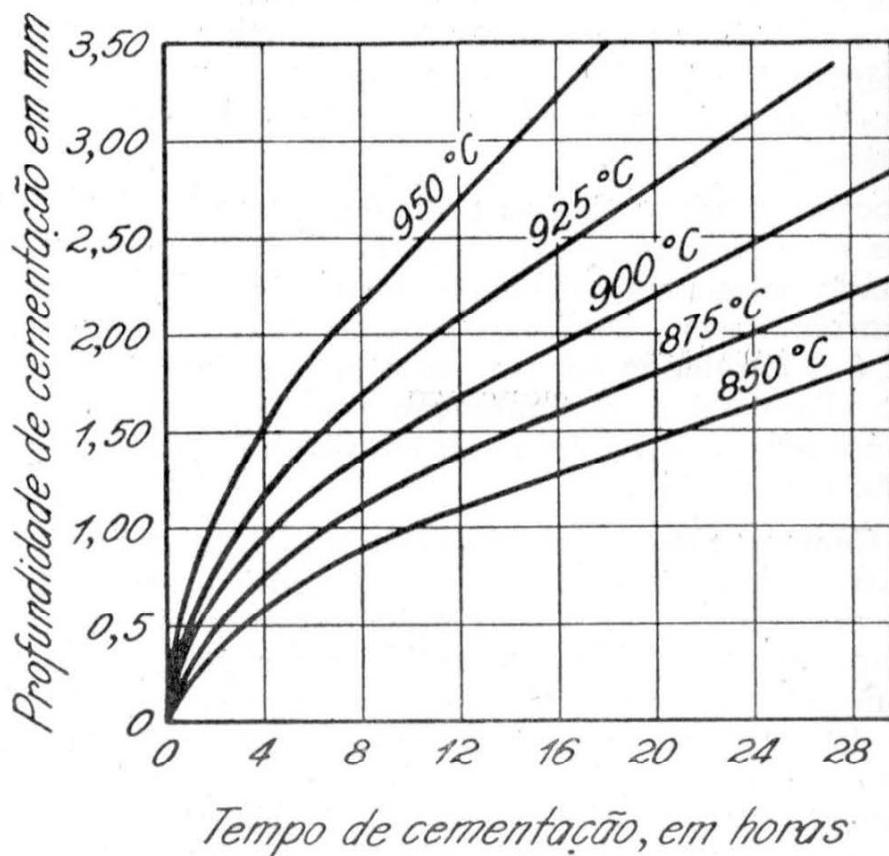


FIG. 43 — Curvas mostrando a influência do tempo e da temperatura na penetração superficial de carbono.

O mecanismo da cementação em caixa é o seguinte:

— a temperaturas elevadas, por exemplo, 900° C, o carbono combina-se com o oxigênio do ar inicialmente presente no carvão de madeira:



— o CO₂ reage com o C incandescente:



— o CO, por sua vez, reage com o ferro do aço, introduzindo-lhe carbono e formando mais CO₂:



— este CO₂ reage novamente com o carbono incandescente, produzindo novo CO.

O ciclo se repete enquanto houver suficiente carbono presente para reagir com o CO₂.

A presença do ativador, BaCO₃, contribue para aumentar a velocidade de fornecimento de CO, pois, às temperaturas da cementação, ocorre a decomposição seguinte:



CO₂ este que reagindo com o C fornece mais monóxido de carbono CO.

A cementação sólida é geralmente realizada a temperaturas que variam de 850° a 950° C.

Apesar das vantagens da cementação em caixa, principalmente porque exige pouca experiência do operador e diminue a tendência ao empenamento das peças devido ao fato d'elas se apoiarem bem na mistura carburizante, deve-se evitar esse método sempre que se queira produzir uma camada cementada de espessura inferior a 0,635 mm (0,025") pois não é fácil o controle, por esse método, de espessuras inferiores a essa.

b) **Cementação gasosa** — Neste método a substância carbonácea é uma atmosfera constituída de gases derivados de hidrocarbonetos, tais como gás natural, propana, etana, metana, ou constituída de monóxido de carbono.

As diferentes reações que podem ocorrer são as seguintes:

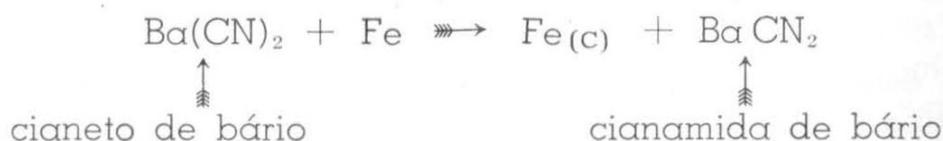


E' preciso que o fluxo de gás seja tal que promova a remoção do hidrogênio, do contrário a reação atingiria o equilíbrio,

interrompendo-se. Deve-se, entretanto, evitar fluxo muito intenso que resultaria na decomposição do gás na superfície do ferro a uma velocidade maior do que a de dissolução do carbono, dando como consequência depósito de carbono livre, na forma de fuligem, ficando pois prejudicado o processo.

c) **Cementação líquida** — É realizada na presença de um banho fundido de sal que contém os ingredientes necessários a enriquecer de carbono a superfície do aço. Os banhos líquidos para esse tipo de cementação apresentam a composição indicada na Tabela V.

A reação básica é a seguinte :



Simultaneamente à do carbono, há uma pequena absorção de nitrogênio por parte do aço, melhorando a sua dureza superficial.

TABELA V

Composição de banhos de sal para cementação líquida

(Metals Handbook)

S A L	COMPOSIÇÃO, %	
	Banhos p/ pequena profundidade de cementação	Banhos p/ grande profundidade de cementação
Cianeto de sódio	17 α 23	7,4 α 12
Cloreto de bário	15 α 40	45 α 55
Outros sais alcalinos	0 α 3,5	2 α 10
Cloreto de potássio	—	5,5 α 20
Cloreto de sódio	20 α 30	0 α 15
Carbonato de sódio	30 max	30 max
Cianeto de sódio	1 max	0,30 max

A faixa de temperaturas mais econômica para a cementação líquida é a de 850° a 950° C. As camadas cementadas de pequena profundidade (até 0,75 mm) são obtidas com concentração média de cianeto igual a 20 % e temperaturas de 850° a 900° C, ao passo que para as camadas mais profundas exige-se concentração média de cianetos de 10 % e temperaturas superiores a 900° C.

A cementação líquida, além de proporcionar considerável uniformidade, possibilita a obtenção de camadas cementadas

com profundidades até 6,35 mm, com o mínimo de empenamento ou distorção das peças.

3 — **Tratamentos térmicos da cementação** — Os aços depois de submetidos à cementação devem ser temperados. Nesta operação, deve-se levar em conta que, após a cementação, o aço apresenta duas secções distintas : uma superfície de alto carbono, com excelentes características de temperabilidade e um núcleo de baixo carbono. Entre as duas há uma zona de transição

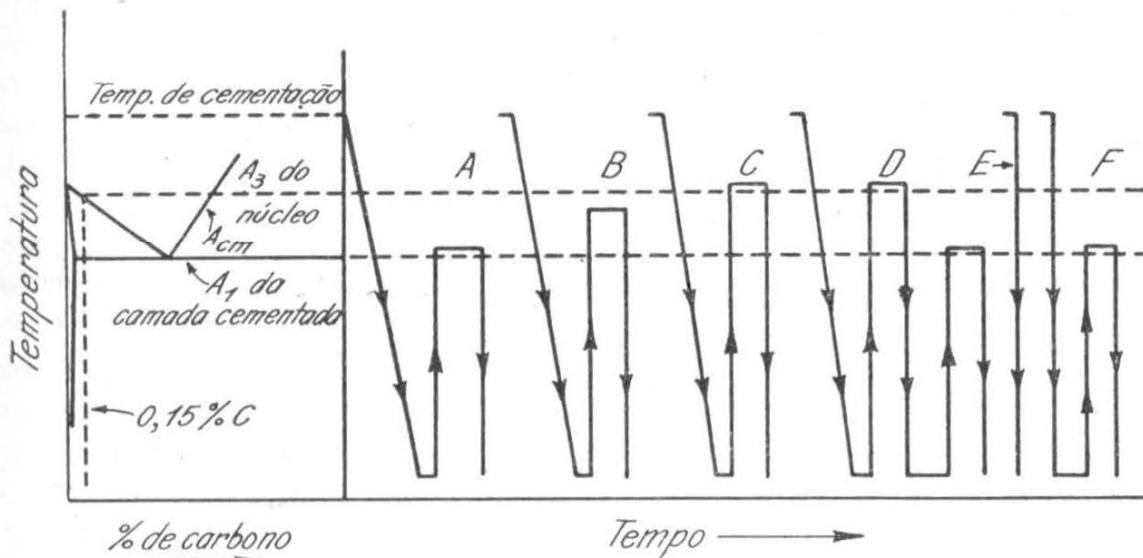


FIG. 44 — Representação esquemática dos vários tratamentos de têmpera para os aços cementados.

gradual. Na realidade, portanto, o aço apresenta duas temperaturas críticas distintas.

A figura 44 adaptada do «Metals Handbook», esquematiza os vários tratamentos térmicos a que os aços cementados podem ser submetidos.

Verifica-se que, com exceção dos casos E e F, o resfriamento após a cementação é ao ar (na caixa, se se tratar de cementação em caixa), reaquecendo-se posteriormente o aço para o tratamento de têmpera. A têmpera direta, representada pela curva E, só é adaptada a aço de granulação fina, pois os aços de granulação grosseira quando temperados diretamente poderão apresentar-se frágeis. Essa têmpera direta pode originar também austenita retida o que nem sempre é vantajoso.

Os vários tratamentos indicados na Figura 44 se diferenciam pelo seguinte :

— o tratamento A consiste, após esfriamento ao ar da temperatura de cementação, numa têmpera a uma temperatura logo acima da zona crítica da camada cementada; o núcleo não sofre qualquer transformação pois não foi atingida sua temperatura crítica; logo, êle se apresentará mole e perfeitamente usinável. O empenamento é também reduzido ao mínimo. Não sofrendo o núcleo qualquer transformação, êle conservará o tamanho de

grão obtido no prolongado aquecimento para a cementação; em consequência; o tratamento A é indicado quando o aço tem granulação fina, do contrário o núcleo apresentará grãos muito grosseiros;

— o tratamento B permite um refino parcial do núcleo ao mesmo tempo que êle sofre endurecimento parcial, de modo que se apresentará mais resistente e tenaz que no caso anterior (A);

— o tratamento C, por consistir num aquecimento para a têmpera a uma temperatura acima da temperatura crítica do núcleo, permitirá um completo refino do núcleo, que, ao ser temperado, endurecerá e adquirirá excelente combinação de resistência e ductilidade; entretanto, a camada cementada adquirirá granulação grosseira, devido à temperatura de aquecimento ser muito acima da sua temperatura crítica, de modo que o tratamento é mais indicado para aços de granulação fina. Êste tratamento tem sido indicado para engrenagens de automóveis. Nos aços de alto teor em liga, há formação de austenita retida, o que pode diminuir ligeiramente a dureza da camada cementada;

— o tratamento D é idêntico ao C, ao qual se segue uma têmpera de uma temperatura logo acima da zona crítica da camada cementada, de modo a promover seu refino e a reduzir ao mínimo a retenção da austenita. Com êsse tratamento o núcleo adquire máximas tenacidade e resiliência. Especialmente indicado para os aços de granulação grosseira;

— o tratamento E, que consiste na têmpera a partir da temperatura de cementação, só deve ser usado para os aços de granulação fina, pois não permite qualquer refino de grãos seja no núcleo, seja na camada cementada, os quais serão, entretanto, endurecidos. As condições dêsse tratamento são favoráveis para retenção da austenita da camada cementada e para diminuir o empenamento ou distorção;

— finalmente, o tratamento F, também indicado só para aços de granulação fina, reduz a retenção da austenita da camada cementada, produzindo um núcleo de baixa dureza mas de alta tenacidade.

Após a têmpera, é geralmente necessário um revenido a baixa temperatura, entre 135° e 175° C, suficiente para remover as tensões internas sem afetar apreciavelmente a dureza e a resistência ao desgaste da camada cementada.

4 — Nitretação — Êste tratamento consiste em se submeter aços de composição adequada a um meio gasoso contendo nitrogênio, geralmente amônia, de modo a se promover a introdução superficial dêsse elemento, dando como resultado uma superfície com dureza e resistência ao desgaste excepcionais.

Alguns dos característicos mais notáveis do processo são:

— temperatura inferior à crítica — compreendida na faixa de 500° a 540° C;

— em consequência, as peças são menos suscetíveis de empenarem durante o tratamento;

— não há necessidade de qualquer tratamento térmico posterior à nitretação, o que também contribue para reduzir ao mínimo a probabilidade de distorção ou empenamento das peças.

Além de alta dureza superficial e excelente resistência ao desgaste, os aços nitretados, que são aços-liga especiais, caracterizam-se por reterem a dureza a temperaturas elevadas e resistirem bem à ação corrosiva de certos meios como atmosfera alcalina, óleo cru, produtos da combustão de gás natural etc.

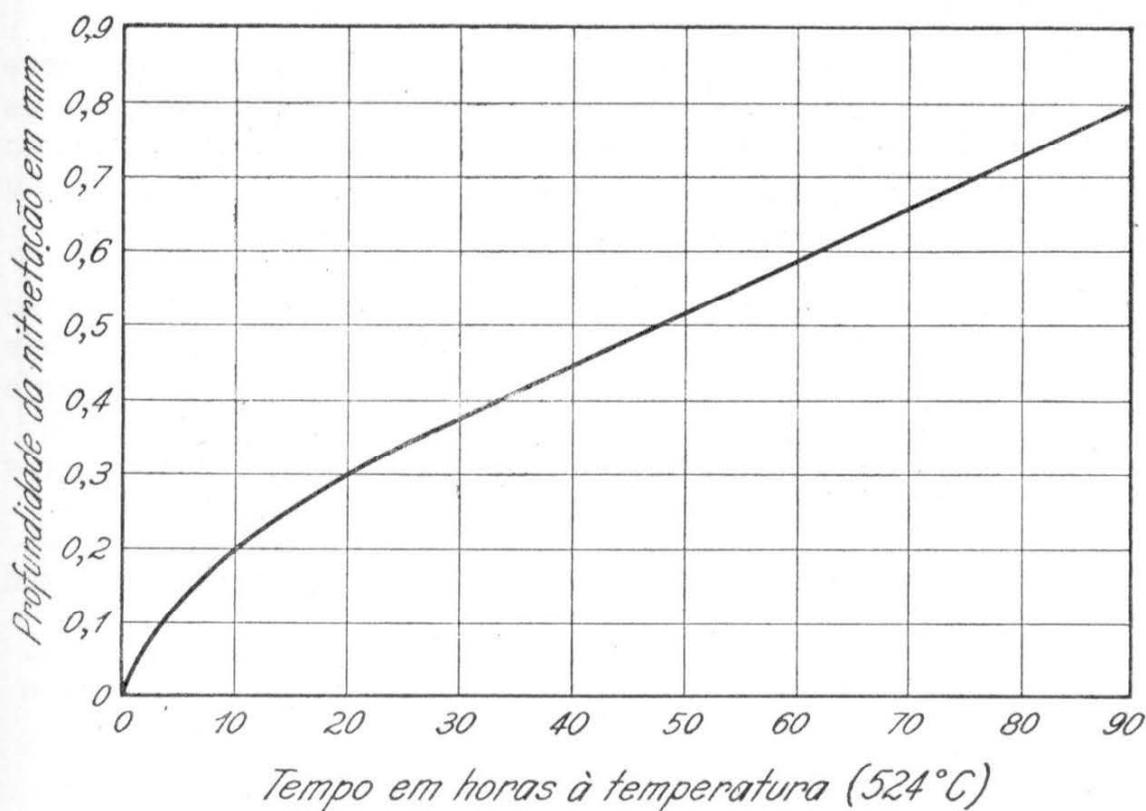


FIG. 45 — Influência do tempo de nitretação sobre a espessura da cama nitretada.

Sendo a difusão do nitrogênio muito lenta, o processo é demorado: às vezes a operação dura 90 horas. Geralmente, o tempo varia de 48 a 72 horas. Mesmo com os tempos mais longos, a espessura da camada nitretada é inferior à da camada cementada, dificilmente ultrapassando 0,8 mm como pode ser visto pela curva da Figura 45.

A dureza superficial obtida é da ordem de 1.000 a 1.100 Vickers (com 10 kg de carga), muito superior à obtida na cementação.

A amônia, no processo, decompõe-se parcialmente em nitrogênio e hidrogênio de acordo com a seguinte reação:



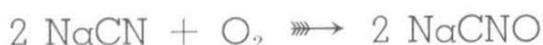
O nitrogênio ativo produzido combina-se parcialmente com os elementos de liga do aço formando nitretos complexos de elevada dureza.

Um dos inconvenientes da nitretação é o crescimento do material que ela produz; êsse crescimento, que depende principalmente do tempo e da temperatura da operação, é constante sob as mesmas condições. Assim sendo, depois de determinado para uma dada peça de um aço de composição conhecida, pode ser descontado convenientemente na usinagem prévia da peça ou pode ser removido pela retificação do material depois de nitretado.

Muito importante é o tratamento térmico a que o aço deve ser submetido antes da nitretação. De fato, para se obter os melhores resultados nesse tratamento, o aço deve apresentar uma estrutura sorbítica, o que se consegue por têmpera em óleo ou água, seguida de revenido entre 590° e 705° C.

5 — **Cianetação** — É esta a operação de endurecimento superficial que consiste na introdução simultânea na superfície do aço de carbono e nitrogênio. A cianetação é geralmente realizada por via líquida, na presença de cianetos, a temperaturas da ordem de 850° C. O cianeto mais utilizado presentemente é o de sódio, admitindo-se que ocorram as seguintes reações:

a) passagem do cianeto de sódio a cianato de sódio em presença de oxigênio do ar



b) decomposição do cianeto de sódio



O nitrogênio formado combina-se diretamente com o ferro enquanto que o CO, em contáto com o ferro, passa provavelmente a CO₂ e a carbono ativo:



o qual é também absorvido pelo metal.

A espessura das camadas cianetadas raramente ultrapassa 0,25 mm.

A diferença de composição da camada cianetada em relação à cementada em banho de sal pode ser vista na Tabela VI.

TABELA VI

Composição das camadas cementadas e cianetadas

Profundidade em mm	Cianetação a 850° C Aço SAE 1020 - 30 % NaCN		Cementação líquida a 925° C Aço SAE 3312 - 8 % NaCN	
	% C	% N	% C	% N
0,1	0,60	0,56	0,73	0,12
0,2	0,51	0,19	0,73	0,03
0,3	0,32	0,05	0,65	0,02
0,4	0,26	0,02	0,55	0,01
0,5	0,19	0,01	0,48	0,01
0,6	—	—	0,35	0,01
0,7	—	—	0,25	—

Os aços após a cianetação devem ser temperados, o que se faz geralmente em água.

A cianetação é aplicada em aços-carbono de baixo teor de carbono quando se deseja rapidamente uma camada com dureza e resistência ao desgaste satisfatórias.

V I I

AÇOS-CARBONO E AÇOS-LIGA : INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA SÔBRE OS CARACTERÍSTICOS MECÂNICOS DOS AÇOS

1 — **Sistemas de classificação dos aços** — Dada a grande variedade de tipos de aços, tem-se procurado criar sistemas de classificação em que os aços são designados por letras e números.

Entre as designações em vigor mais conhecidas e utilizadas situam-se as americanas SAE e AISI, criadas respectivamente pela «Society of Automotive Engineers» e «American Iron and Steel Institute». Ambas seguem aproximadamente o mesmo sistema numérico de identificação, o qual, em linhas gerais, é o seguinte: quatro números são utilizados para designar os aços, os dois primeiros indicando o tipo e o teor aproximado de elementos de liga, ao passo que os dois últimos especificam o teor de carbono.

Esquemáticamente, o sistema adotado por essas Associações é o representado na Tabela VII, onde as letras XX correspondem aos números indicativos dos teores de carbono.

T A B E L A V I I

Sistema SAE de classificação dos aços

Designação	Tipo de aço
10XX	Aços-carbono comuns
11XX	Aços de usinagem fácil com alto S
13XX	Aços-manganês com 1,75 % de Mn
23XX	Aços-niquel com 3,5 % de Ni
25XX	Aços-niquel com 5,0 % de Ni
31XX	Aços-niquel-cromo com 1,25 % de Ni e 0,65 % de Cr
33XX	Aços-niquel-cromo com 3,5 % de Ni e 1,5 % de Cr
40XX	Aços-molibdênio com 0,25 % de Mo
41XX	Aços-cromo-molibdênio com 0,90 % de Cr e 0,20 % de Mo
43XX	Aços-niquel-cromo-molibdênio com 1,75 % de Ni, 0,80 % de Cr e 0,25 % de Mo
46XX	Aços-niquel-molibdênio com 1,75 % de Ni e 0,25 % de Mo
51XX	Aços-cromo com 0,80 % de Cr
52XX	Aços-cromo com 1,20 % de Cr
61XX	Aços-cromo-vanádio com 0,90 % de Cr e 0,15 % de V
{ 86XX, 87XX e 94XX	Aços-niquel-cromo-molibdênio com baixos teores desses elementos de liga

Fácil é ver que quando o 1º número é 1, os aços são simplesmente ao carbono, não apresentando quaisquer elementos de liga a não ser os normalmente presentes. Quando o 1º número é 2, trata-se de aços ao níquel; quando é 3, aços ao níquel e ao cromo; quando é 4, aços ao molibdênio só ou com outros elementos de liga; quando é 5, aços ao cromo e assim em seguida.

O sistema SAE acima não leva em conta os aços-liga de alto teor em liga, os quais, apesar de indispensáveis na engenharia e na indústria, ainda constituem uma parcela muito pequena da produção total de aço (*).

2 — Importância e limitações dos aços-carbono — O carbono, como aliás já foi várias vezes mencionado, é o principal elemento de liga dos aços, pois a resistência e a maioria das outras propriedades mecânicas desses materiais dependem do tamanho e da distribuição das partículas de carbonetos. Nessas condições, não é de admirar que os aços simplesmente ao carbono constituam ainda a parcela mais importante dentro da enorme variedade de tipos de aços. Acresça-se ainda o fato de que para muitas e importantes aplicações, principalmente em construção civil, o aço também é empregado sem qualquer tratamento térmico, ou seja simplesmente no estado laminado a quente ou a frio, como é o caso da maioria dos perfis estruturais, trilhos, chapas, etc.

Num automóvel moderno, por exemplo, cerca de 2/3 em peso do material empregado é aço-carbono, somente laminado a quente ou a frio. Menos de 1/3 é de aço com elementos de liga ou tratado termicamente.

Antes da 2ª Guerra Mundial a produção de aço-liga representava apenas cerca de 6 % do total. Durante a Guerra, por motivos facilmente compreensíveis, subiu a 15 %, estabilizando-se posteriormente (1946 e 1947) em torno de 9 %.

(*) A engenharia e a indústria brasileiras ainda não dispõem de qualquer sistema nacional de classificação dos aços, nem de especificações próprias para esses materiais, a não ser nos casos mais simples de construção civil, como barras redondas para concreto armado.

Essa falha, de certo modo justificável há alguns anos atrás, pela inexistência no país das indústrias mecânica, de transporte ferroviário, de auto-peças etc., assim como pelo pouco ou nenhum emprêgo de materiais metálicos, outros que o aço comum de baixo carbono para construção, tende a ser rapidamente sanada, dado o próprio desenvolvimento da indústria nacional e tendo em vista a aplicação crescente dos aços nesses variados setores.

Assim é que, sob o patrocínio da ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas) fabricantes, consumidores e tecnologistas já iniciaram os estudos para a criação de especificações brasileiras abrangendo aços para construção mecânica, para equipamento ferroviário etc. Essas especificações representarão inegavelmente mais uma importante contribuição na expansão da indústria e grandes benefícios acarretarão para a engenharia e a técnica nacional.

Em resumo, os aços-carbono constituem ainda a liga mais importante da engenharia. É evidente que esses aços apresentam limitações, principalmente quando se deseja propriedades especiais como resistência à corrosão, ao calor, etc.

Recorre-se então aos aços-ligas, cuja importância cresce dia a dia, apesar deles representarem apenas cerca de 10 % da produção mundial.

3 — **Aços-liga** — A introdução de outros elementos de liga nos aços-carbono é feita quando se deseja um ou diversos dos seguintes efeitos :

- a) aumentar a resistência mecânica;
- b) conferir resistência uniforme através de toda a secção em peças de grande dimensões;
- c) diminuir o peso (consequência do aumento da resistência) de modo a reduzir a inércia de uma parte em movimento ou reduzir a carga-morta em um veículo ou numa estrutura;
- d) conferir resistência à corrosão;
- e) aumentar a resistência ao calor;
- f) aumentar a resistência ao desgaste;
- g) aumentar a capacidade de corte;
- h) melhorar as propriedades elétricas e magnéticas.

Os três primeiros requisitos são alcançados porque os elementos de liga, como se viu, aumentam a resistência da ferrita e formam ainda outros carbonetos, além do Fe_3C , os quais modificam o tamanho e a distribuição das partículas existentes de Fe_3C , contribuindo para a melhora da resistência do aço, sobretudo em secções que, se se tratasse de aço-carbono comum, dificilmente teriam a resistência alterada.

Geralmente esse aumento da resistência é conseguido pela adição de um ou vários elementos de liga em teores relativamente baixos, não ultrapassando sua soma o valor 5 %. Nessas condições, os princípios fundamentais dos tratamentos térmicos permanecem, porque, ainda que a presença de novos elementos de liga obriguem a um ajuste nas temperaturas dos tratamentos, a transformação da austenita e as estruturas resultantes são as mesmas que ocorrem nos aços-carbono.

A obtenção dos outros característicos, de **d** a **h**, requer a introdução dos elementos de liga em teores mais elevados, produzindo-se alterações mais profundas na ferrita, além de resultarem carbonetos mais complexos. Agora, os tratamentos térmicos também devem ser mudados, para facilitar muitas vezes a formação dos carbonetos especiais.

Esses aços de alto teor em liga são muito difíceis de fabricar e de tratar termicamente de modo que são muito dispendiosos,

TABELA VIII

Efeitos específicos dos elementos de liga no aço
(Metals Handbook - Ed. 1948)

Elemento	Solubilidade sólida		Influência sobre a Ferrita	Influência sobre a Austenita (Endurecibilidade)	Influência exercida através dos carbonetos		PRINCIPAIS FUNÇÕES
	No ferro γ	No ferro α			Tendência formadora de carbonetos	Ação durante o revenido	
Al	1,1% (aumentada pelo C)	36%	Endurece consideravelmente por solução sólida	Aumenta endurec. moderadamente se dissolvido na austenita	Negativa (grafitiza)	—	1 — Desoxidante eficiente 2 — Restringe o crescimento de grão (pela formação de óxidos ou nitretos dispersos) 3 — Elemento de liga nos aços para nitratação
Cr	12,8% (20% com 0,5% C)	Sem limites	Endurece ligeiramente; aumenta a resistência à corrosão	Aumenta endurecibilidade moderadamente	Maior que o Mn Menor que o W	Moderada Resiste à diminuição de dureza	1 — Aumenta a resistência à corrosão e à oxidação 2 — Aumenta a endurecibilidade 3 — Melhora a resist. a altas temperaturas 4 — Resiste ao desgaste (com alto C)
Co	Sem limites	75%	Endurece consideravelmente por solução sólida	Diminui endurec. no estado dissolvido	Semelhante ao Fe	Sustenta dureza pela solução sólida	1 — Contribui à dureza à quente pelo endurecimento da ferrita
Mn	Sem limites	3%	Endurece acentuadamente — reduz um tanto a plasticidade	Aumenta endurecibilidade moderadamente	Maior que o Fe Menor que o Cr	Muito pequena nos teores normais	1 — Contrabalança a fragilidade devida ao S 2 — Aumenta a endurecibilidade economicamente
Mo	3% \pm (8% com 0,3% C)	37,5%	Produz o sistema endurecível por precipitação nas ligas Fe-Mo	Aumenta endurecibilidade fortemente (Mo > Cr)	Forte; maior que Cr	Opõe-se à diminuição de dureza criando a dureza secundária	1 — Eleva a temp. de cresc. de grão da austenita 2 — Produz maior profundidade de endurecimento 3 — Contrabalança a tendência à fragilidade de revenido 4 — Eleva a dureza a quente, a resistência a quente e a fluência 5 — Melhora a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis 6 — Forma partículas resistentes à abrasão
Ni	Sem limites	10% (sem relação com o teor do carbono)	Aumenta a resistência e a tenacidade por solução sólida	Aumenta a endurecibilidade ligeiramente; mas tende a reter a austenita com C mais elevado	Negativa (grafitiza)	Muito pequena em teores baixos	1 — Aumenta a resist. de aços recozidos 2 — Aumenta a tenacidade de aços ferríticos-perlíticos (sobretudo a baixas temperaturas) 3 — Torna austeníticas ligas Fe-Cr altas em Cr
P	0,5%	2,8% (sem relação com o teor do carbono)	Endurece fortemente por solução sólida	Aumenta a endurecibilidade	Nenhuma	—	1 — Aumenta a resist. de aços de baixo C 2 — Aumenta a resist. à corrosão 3 — Aumenta usinabilidade em aços de usinagem fácil
Si	2% \pm (9% com 0,35% C)	18,5% (não muito alterada pelo C)	Endurece com perda de plasticidade (Mn < Si < P)	Aumenta a endurecibilidade moderadamente	Negativa (grafitiza)	Sustenta a dureza por solução sólida	1 — Desoxidante 2 — Elemento de liga para chapas elétricas e magnéticas 3 — Aumenta a resistência à oxidação 4 — Aumenta a endurecibilidade de aços contendo elementos não grafitizantes 5 — Aumenta a resistência de aços de baixo teor de liga
Ti	0,75% (1% \pm com 0,20% C)	6% \pm	Produz sistema endurec. por precipitação em ligas Ti-Fe com alto Ti	Provavelmente aumenta muito a endurec. no estado dissolvido. Os efeitos de carbonetos reduzem-na.	A maior conhecida (2% Ti torna aços com 0,5% não endurecíveis)	Carbonetos persistentes provavelmente não afetados. Algum endurecimento secundário.	1 — Reduz a dureza martensítica e a endurecibilidade em aços ao Cr de médio Cr. 2 — Impede a formação de austenita em aços de alto Cr.
W	6% (11% com 0,25% C)	33%	Idem em ligas W - Fe com alto W	Aumenta endurec. fortemente em pequenos teores	Forte	Opõe-se à diminuição de dureza por endurecimento secundário.	1 — Forma partículas duras e resist. ao desgaste em aços-ferramenta 2 — Promove dureza e resistência a altas temperaturas
V	1% (4% com 0,20% C)	Sem limites	Endurece moderadamente por solução sólida	Aumento muito fortemente a endurec. no estado dissolvido	Muito forte (V < Ti ou Cb)	Máxima para endurecimento secundário.	1 — Eleva a temperatura de crescimento de grão da austenita (promove refino do grão) 2 — Aumenta a endurecibilidade (quando dissolvido) 3 — Resiste ao revenido e causa acentuado endurecimento secundário.

mesmo porque alguns dos elementos de liga utilizados são raros. Essa é a principal razão porque a tonelagem total produzida de aços de alto teor em liga é ainda muito pequena.

Da quantidade total de aços-liga produzida, cerca de 60 % pertence à série 86XX, com 3 elementos de liga (Ni - Cr - Mo) em baixos teores.

A Tabela VIII, adaptada do «Metals Handbook» resume o efeito dos elementos de liga sobre os aços.

A Figura 46 dá uma idéia clara da influência dos elementos níquel e cromo sobre os valores obtidos no ensaio de tração de um aço com 0,2 % de carbono laminado a quente.

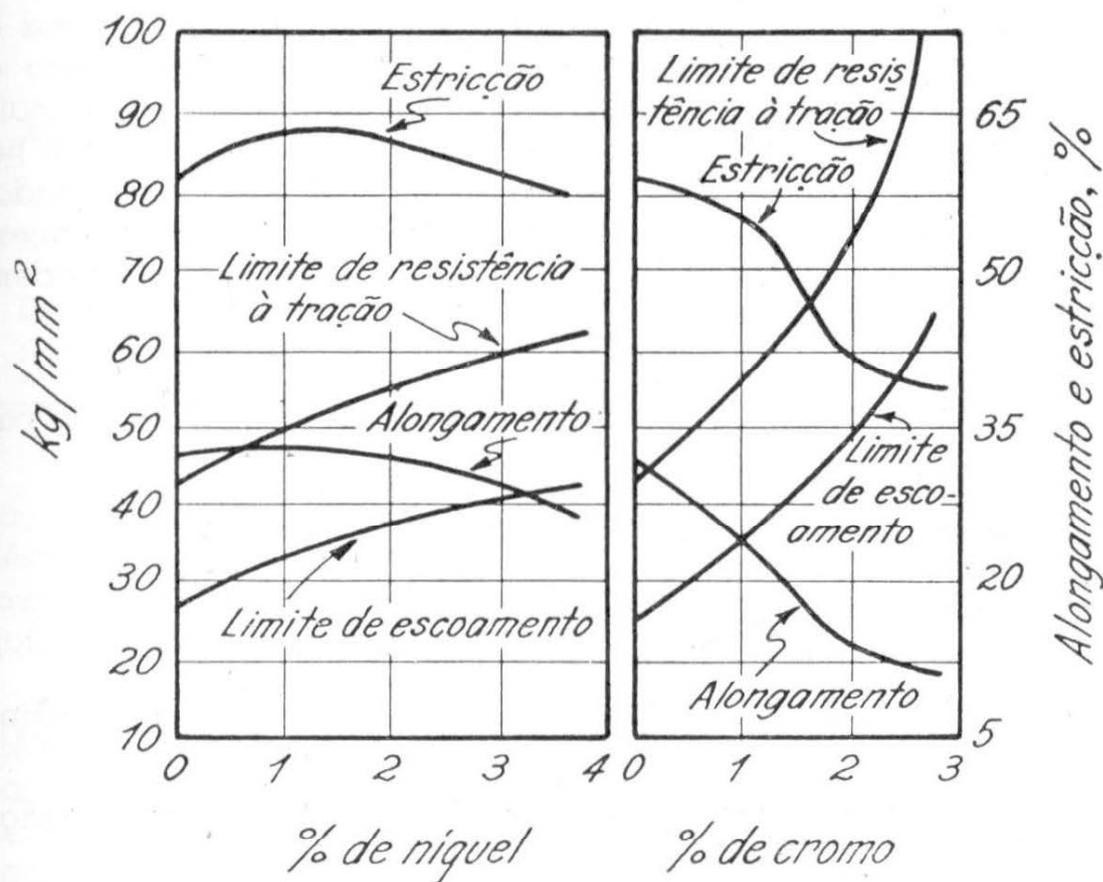


FIG. 46 — Efeito do Ni e do Cr sobre propriedades mecânicas de aço com 0,20 % de C laminado. (Figura extraída do livro «Modern Metallurgy for Engineers» de F. T. Sisco).

VIII

AÇOS PARA FUNDIÇÃO

1 — **Introdução** — **Aço fundido** é aquele que é vasado em moldes de areia ou metálicos onde solidifica e adquire forma praticamente definitiva, sem necessidade de qualquer transformação mecânica posterior.

O grande emprêgo de aço em peças fundidas é devido ao fato de se obter dessa maneira produtos de custo relativamente baixo, suficientemente resistentes e tenazes.

Os requisitos mais importantes em peças de aço são: homogeneidade (secção sã em tôda a extensão), granulação fina e completa isenção de tensões internas. O primeiro requisito é alcançado mediante projeto adequado da peça, com os canais devidamente localizados e mediante desoxidação conveniente na fundição; os outros, através de tratamento térmico apropriado, pois as peças no estado fundido apresentam estrutura excessivamente grosseira e dendrítica e tensões internas que podem causar empenamento quando em serviço.

Podem ser consideradas cinco classes de aços fundidos comerciais:

- a) aços de baixo carbono (C inferior a 0,20%);
- b) aços de médio carbono (C entre 0,20 a 0,40%);
- c) aços de alto carbono (C acima de 0,40%);
- d) aços-liga de baixo teor em liga (teor total de liga inferior a 8%);
- e) aços-liga de alto teor em liga (teor total de liga superior a 8%).

2 — **Aços-carbono para Fundição** — As três primeiras classes acima, em que o C varia desde menos do que 0,20% até acima de 0,50%, contêm os outros elementos normalmente presentes nos aços, nos seguintes teores:

Mn — 0,50 % a 1,00 %

Si — 0,20 % a 0,70 %

P — 0,05 % max.

S — 0,06 % max.

As suas propriedades mecânicas variam com o teor de carbono, como pode ser verificado na Tabela IX.

TABELA IX

Propriedades de aços-carbono fundidos no estado normalizado.
(Adaptada do livro «Engineering Metals and Their Alloys» de
C. H. Samam)

PROPRIEDADES	Baixo C	Médio C	Alto C
Limite de resistência à tração (kg/mm ²)	29,5 — 49,0	42,0 — 56,0	49,0 — 84,0
Limite de escoamento, (kg/mm ²)	14,0 — 26,5	21,0 — 28,0	24,5 — 52,5
Alongamento, % (em 2")	35 — 22	30 — 20	25 — 3
Estricção, %	64 — 30	40 — 30	40 — 2
Dureza Brinell (10 mm — 3.000 kg)	90 — 143	130 — 325	156 — 500

Dentre os aços-carbono, os mais empregados para fundição são os de médio carbono, no estado normalizado. A aplicação desses aços faz-se sobretudo na indústria automobilística, ferroviária, naval, fabricação de tratores, maquinário agrícola, maquinário para construção, equipamento elétrico, etc.

Os aços de baixo carbono limitam-se a certo equipamento elétrico, a peças destinadas a serem cementadas como engrenagens, etc., e os aços de alto carbono são utilizados na fundição de cilindros de laminadores, matrizes e moldes especiais e uma variedade de peças em que se deseja considerável dureza e apreciável resistência ao desgaste.

3 — **Aços-liga para Fundição** — São considerados aços-liga para fundição aqueles em que os elementos de liga, residuais ou propositadamente adicionados, aparecem em teores superiores aos seguintes :

Mn — 1,00 %

Mo — 0,10 %

Si — 0,70 %

V — 0,05 %

Ni — 0,50 %

W — 0,05 %

Cu — 0,50 %

Ti — 0,05 %

Cr — 0,25 %

Al — 0,05 %

Os elementos de liga são adicionados, como seria de se prever, com o objetivo de aumentar a resistência mecânica e a tenacidade, além de melhorar a resistência ao desgaste e à corrosão. Estes dois últimos objetivos são melhor alcançados mediante o emprêgo de ligas em altos teores. Neste Capítulo o estudo será limitado aos aços-liga de baixo teor em liga, que constituem uma porção apreciável dos aços empregados em fundição.

O aço para fundição de baixo teor em liga apresenta normalmente os teores seguintes de elementos de liga:

Ni	—	0,25	α	5,00	%	Si	—	0,20	α	2,75	%
Mn	—	0,50	α	3,00	%	V	—	0,10	α	0,65	%
Cr	—	0,35	α	6,50	%	W	—	0,75	α	1,50	%
Mo	—	0,20	α	1,00	%	Cu	—	0,15	α	2,75	%

Com êsses aços pode-se conseguir resistência à tração da ordem de 140 kg/mm² desde que sejam tomadas as devidas precauções na fundição das peças e os tratamentos térmicos sejam convenientemente aplicados.

Aços para fundição ao níquel — São caracterizados por altas resistência e tenacidade (vêr gráfico da Fig. 46). Com níquel em torno de 2,5 % as propriedades mecânicas variam de 49,0 α 59,5 kg/mm² para limite de resistência à tração, 35,0 kg/mm² aproximadamente para limite de escoamento, alongamento em 2" em torno de 35 %, estrição em torno de 65 % e resiliência Izod de 4 α 10 kgm. São particularmente indicados em equipamento ferroviário, maquinário de mineração e escavação, equipamento marítimo, laminadores, pontes, engrenagens, etc.

Aços para fundição ao níquel-cromo — Constituem um grupo importante, pois a adição de cromo aumenta a profundidade de endurecimento, os limites de resistência à tração e de escoamento, a resistência ao desgaste, a ductilidade e a resiliência em relação ao tipo contendo somente níquel. Geralmente, êsses dois elementos são introduzidos na relação 2,5 de Ni para 1 de Cr. O teor de Cr pode variar de 0,50 α 2,00 %. Êsses aços são usualmente temperados e revenidos.

Uma adição de 0,20 α 0,60 % de molibdênio melhora a endurecibilidade dêsses aços tornando-os endurecíveis ao ar, de modo que êles devem ser revenidos depois de normalizados.

Aços para fundição de médio manganês — Adicionando-se em aços com carbono variando de 0,25 α 0,50, manganês em teores médios — 1,00 α 3,00 % — melhora-se grandemente a sua tenacidade e a resistência ao choque.

E' muito comum melhorar ainda mais as propriedades mecânicas dêsses aços pelas seguintes adições:

— **níquel** que aumenta a resiliência e diminui a fragilidade de revenido. (o aço torna-se, entretanto, endurecível ao ar);

— **cromo** que aumenta a resistência mecânica e a resistência ao desgaste, (a resiliência é, entretanto, um tanto prejudicial);

— **molibdênio** que aumenta os limites de resistência à tração, escoamento e a fluência a temperaturas elevadas; os aços ainda adquirirão granulação fina e serão endurecíveis ao ar;

— **vanádio** ou titânio, que aumentam o limite de escoamento e a resiliência, refinando ainda o grão.

Todos os tipos de aço acima são geralmente temperados e revenidos ou normalizados e revenidos, sobretudo nos casos em que as condições de serviço implicam em choques apreciáveis como em peças fundidas para locomotivas ou equipamento ferroviário. Outras aplicações dos aços de médio manganês para fundição, com ou sem os outros elementos de ligas, são: peças de escavadeiras, de tratores, maquinários de estradas, enfim, equipamento onde se requer tenacidade e resistência ao desgaste.

Aços para fundição ao molibdênio ou ao molibdênio-vanádio

— Quando as peças fundidas não são indicadas para têmpera em água ou óleo, procura-se conferir ao aço-carbono propriedades de endurecimento ao ar, o que se consegue, em aços com carbono médio (0,30 a 0,40) pela adição de 0,30 a 0,50 % de molibdênio, ou pela adição simultânea de 0,30 % de Mo e 0,10 de V. Esses aços, com tratamento térmico adequado, podem alcançar limite de resistência à tração da ordem de 70 kg/mm², alongamento de cerca de 25 a 20 %, estrição de 60 a 65 % e resiliência Charpy variando de 4,8 a 6,2 kgm.

O «Cast Metals Handbook», editado pela «American Foundrymen's Association» apresenta dados condensados, mas completos sobre todos os tipos de aços para fundição, devendo ser utilizado com fonte de referência pelos engenheiros e metalurgistas que se interessam pelo assunto.

4 — Tratamentos Térmicos dos Aços para Fundição — O principal objetivo do tratamento térmico das peças de aço fundido é, como se sabe, refinar a granulação, destruindo a textura bruta ou dendrítica típica desses materiais. Frequente também, principalmente nos aços-liga, é a têmpera seguida, evidentemente, do revenido.

Para normalizar a textura bruta de fusão, os tratamentos recomendados são recozimento ou normalização, preferindo-se este último devido às melhores propriedades mecânicas que resultam. Nos casos em que a normalização produzir tensões devido ao tipo de aço, deve-se revenir o que melhora também a ductilidade. Para os aços de composição normal a temperatura de recozimento ou de normalização é geralmente da ordem de 900° C e o tempo deve ser o necessário para assegurar máxima uniformidade de

aquecimento e temperatura através de toda a secção. No recozimento, é preciso que a carga esfrie até 260° C ou menos antes de ser retirada do interior do forno. Quando o revenido é necessário, após normalização, para alívio de tensões, a temperatura pode ser 400° C durante 2 horas, sem que as propriedades mecânicas sejam afetadas; se fôr necessário melhorar a ductilidade e a resiliência, mesmo à custa da resistência, a temperatura de revenido deve subir a 540°-700° C.

Para peças muito pesadas, de grande secção, muitas vezes é necessário um tratamento múltiplo: normalização a 900° C, recozimento a 840° C e prolongado coalescimento a 675°-705° C, para destruir completamente a textura bruta de fusão e produzir máxima ductilidade.

A têmpera é aplicada principalmente em aços-liga, mas mesmo nos aços-carbono é essa operação utilizada com o fim de melhorar as propriedades mecânicas.

Antes da têmpera, as peças geralmente devem ser recozidas ou normalizadas, visto que êstes tratamentos homogenizam a estrutura, diminuindo os perigos de fissuração na têmpera. Devido a êsses tratamentos prévios, a temperatura de têmpera é inferior à utilizada no recozimento ou na normalização (885°-855° C conforme o teor de C) e o tempo de aquecimento é também mais curto. Água ou óleo são usados como meios de esfriamento, dependendo do teor de carbono. A temperatura do revenido posterior varia de 425° a 700° C, durante cêrca de 12 horas.

I X

AÇOS ESTRUTURAIS

1 — **Generalidades** — Os aços estruturais constituem talvez o grupo mais importante de materiais metálicos para construção, tendo em vista o seu emprêgo, em quantidades elevadas, nas indústrias de construção civil e de transporte.

Na engenharia civil, sobretudo na construção de edifícios, pontes e outras grandes estruturas, os requisitos fundamentais que os materiais de construção devem preencher são: resistência, facilidade de fabricação, disponibilidade e baixo preço de custo. Nenhum material oferece melhor combinação desses requisitos do que o aço.

Para a maioria das aplicações consideradas, entretanto, a importância da resistência é relativamente pequena, de mesmo modo que o fator peso não é primordial. Assim sendo, os aços-carbono comuns, simplesmente laminados, sem quaisquer tratamentos térmicos, são plenamente satisfatórios e constituem na realidade, porcentagem considerável dentro do grupo de aços estruturais.

Em certas aplicações, entretanto, exige-se uma relação resistência: peso mais satisfatória. É o caso da indústria de transporte onde o equipamento utilizado — caminhões, onibus, equipamento ferroviário, equipamento rodoviário, de mineração, navios, etc. — devido às condições próprias do serviço, deve caracterizar-se por peso relativamente baixo, alta resistência, por estar sujeito a esforços severos e choques repentinos, além de resistência à corrosão adequada, visto que sendo as seções mais leves, a perda de resistência por ação corrosiva, poderia ser fatal. Nestas aplicações, os aços indicados são os de baixo teor em liga, conhecidos como «de alta resistência e baixo teor em liga».

2 — **Aços-carbono para estruturas** — Estes aços devem caracterizar-se por excelente trabalhabilidade (facilidade de dobrar ou sofrer deformações semelhantes) e soldabilidade. São geralmente utilizados no estado laminado e sem qualquer tratamento térmico.

Para a maioria das aplicações, o aço-carbono estrutural contém carbono de 0,15 a 0,40 % com os outros elementos de liga em teores normais. O aço com carbono e manganês em torno de 0,20 % e 0,50 % respectivamente apresenta limite de escoamento de cerca de 24,5 kg/mm² e limite de resistência à tração de 42,0 kg/mm².

O aumento do carbono, como se sabe, aumenta os valores desses limites, atuando no mesmo sentido, embora em grau menor,

o acréscimo da quantidade de manganês. Assim, se o carbono fôr elevado a 0,25 % e o manganês a 1,75 % ou o carbono a 0,35 % e o manganês a 0,75 %, o limite de escoamento variará de 31,5 kg/mm² a 45,5 kg/mm² e o limite de resistência à tração de 56,0 kg/mm² a 66,5 kg/mm². A melhora desses característicos é feita, entretanto, à custa da trabalhabilidade e da soldabilidade que decrescem.

Esses aços de carbono baixo a médio não oferecem, na realidade, particularidade especial alguma.

Os de alto teor de carbono — em torno do eutetoide ou mesmo até 1,0 % — já são materiais de natureza especial, utilizados em estruturas geralmente na forma de fios — cabos para pontes pênséis, por exemplo. Serão abordados em outro capítulo

3 — Aços estruturais de alta resistência e baixo teor em liga — A introdução de elementos de liga em baixos teores e a elevação da porcentagem dos elementos fósforo, silício e manganês, atuam no sentido de :

a) aumentar a resistência, permitindo, em consequência, um acréscimo substancial na carga unitária da estrutura ou tornando possível uma diminuição proporcional da secção, isto é, o emprêgo de secções mais leves;

b) melhorar a resistência à corrosão atmosférica, fator importante a considerar na utilização de seções mais finas;

c) melhorar a resistência ao choque e o limite de fadiga;

d) elevar a relação do limite de escoamento para o limite de resistência à tração, sem perda apreciável da ductilidade.

E' necessário ainda que a introdução dos elementos de liga não afete demasiadamente a trabalhabilidade e a soldabilidade dos aços, permita a obtenção das peças estruturais por laminação e não exija forçosamente tratamento térmico, embora êste possa ser conveniente em certos casos.

Os elementos de liga normalmente empregados nos aços estruturais, para a consecução dos requisitos acima enumerados, são o cobre, o níquel, o cromo e o molibdênio. Uma elevação nos teores de fósforo, silício e manganês atua no mesmo sentido, como aliás já se viu através de um exemplo há pouco dado relativamente ao manganês.

O carbono geralmente é mantido baixo (max. de 0,25 %, normalmente entre 0,10 e 0,13 %) o que explica a possibilidade de se elevar o teor de fósforo, sem o perigo da «fragilidade a frio», inconveniente típico de um alto fósforo em aços de carbono mais elevado.

Os elementos considerados, nos aços estruturais de alta resistência e baixo teor em liga, podem aparecer entre os seguintes limites :

C	—	0,10	α	0,13	(max. 0,25 %)
P	—	0,03	α	0,12	(max. 0,15 %)
Mo	—	0,10	α	0,25	
Mn	—	0,20	α	1,20	(max. 1,75 %)
Si	—	0,05	α	0,75	(max. 0,90 %)
Cu	—	0,10	α	0,90	(max. 1,00 %)
Cr	—	0	α	0,85	(max. 1,25 %)
Ni	—	0	α	1,80	(max. 2,00 %)

A ação dos elementos de liga acima citados é, em linhas gerais, a seguinte :

Fósforo — Presente normalmente em teores em torno de 0,10 %, em aço com carbono mantido muito baixo, aumenta sua resistência mecânica sem perigo de produzir a fragilidade a frio; além disso, melhora consideravelmente a resistência à corrosão atmosférica, sobretudo quando também estão presentes pequenas quantidade de cobre, cromo e níquel.

Molibdênio — Presente geralmente associado ao níquel, melhora principalmente a resiliência. Aumenta também a resistência à tração, a dureza e a tenacidade.

Manganês — Quando este elemento é introduzido em teores acima de 1,0 % é ele suficiente para aumentar a resistência mecânica do aço. Para esse fim, não haverá, pois, necessidade de outros elementos de liga, os quais, se adicionados, terão por objetivo o controle do tamanho de grão.

Silício — Geralmente mantido baixo, em quantidade suficiente para acalmar o aço. Em teores mais elevados, aumenta a resistência mecânica e contribue para melhorar a resistência à corrosão atmosférica.

Cobre — O principal efeito deste elemento é no sentido de melhorar a resistência à corrosão atmosférica; a presença de 0,25 % de cobre no aço já é suficiente para aumentar sua resistência à corrosão atmosférica de duas vezes em relação ao aço-carbono sem cobre. Esse efeito é mais acentuado pelo aumento simultâneo do teor de fósforo. O cobre exerce ainda considerável influência na resistência mecânica do aço, mas para isso é preciso que o seu teor supere 0,70 %. Nesses aços, com cobre relativamente alto (em torno de 1,0%) e baixo carbono, verifica-se o fenômeno de «endurecimento por precipitação».

De fato, nos aços ao cobre, cerca de 0,35 % de Cu pode ser mantido em solução sólida na ferrita à temperatura ambiente, desde que eles tenham sido esfriados lentamente; o excesso de

cobre, por sua vez, pode ser precipitado da solução. Assim, se um aço com teor de cobre superior a 0,70 %, depois de esfriado lentamente, é reaquecido a temperaturas variando de 480° a 540° C durante uma a quatro horas, e em seguida resfriado, precipitam-se diminutas partículas de cobre, as quais, embora moles, tendem a evitar deslramento dos cristais, dificultando a deformação plástica e, em consequência, elevando o limite de escoamento.

Um característico interessante dos aços com cerca de 1,0 % de cobre é que a solubilidade sólida do cobre é garantida com uma velocidade de esfriamento tão baixa que mesmo em secções pesadas, como por exemplo com 15 cm de espessura, o centro está tão apto quanto a superfície a adquirir resistência pelo reaquecimento. Nessas condições, peças de dimensões consideráveis podem ter a resistência aumentada até de 15 kg/mm², uniformemente da superfície ao centro.

Um aço com 0,12% C, 0,60% Mn, 0,01% Si, 1,40% Ni, 0,95% Cu e 0,25% Mo que no estado normalizado apresentava as propriedades seguintes :

limite de escoamento	40 kg/mm ²
limite de resistência à tração	51,5 kg/mm ²
alongamento, em 2"	36 %
estricção	70 %
dureza Brinell	155

depois de reaquecido durante 4 horas a 540° C, apresentou para aquelas propriedades os seguintes valores: 50 kg/mm², 59 kg/mm², 31 %, 67 % e 185, o que comprova o efeito fortalecedor do cobre, devido ao fenômeno do endurecimento por precipitação.

Cromo — Em teores baixos aumenta a resistência, o limite elástico, a tenacidade e a resiliência do aço. Em teores mais elevados aumenta a resistência ao desgaste, por formar carbonetos duros. Geralmente é associado ao níquel e ao cobre.

Níquel — A introdução do níquel beneficia o aço no sentido da melhora das propriedades mecânicas, da resistência à corrosão, além de refinar a granulação. Sob o ponto de vista de resistência à corrosão atmosférica, o Ni é quasi tão benéfico quanto o cobre, sem os inconvenientes da corrosão intergranular como, por vezes, aquele metal provoca. De fato, quando o aço está sendo aquecido para a laminação, se houver cobre presente na sua composição em teores relativamente elevados, pode-se formar uma película desse metal por baixo da camada de óxido produzida por oxidação do aço durante o aquecimento. Essa película pode penetrar no aço pelos contornos dos grãos causando fissuras por ocasião da laminação do aço. Tal fenômeno limita as adições de cobre a 0,40 - 0,50 % a não ser que se tomem cuidados especiais no aquecimento, ou que um teor de

cobre mais elevado seja acompanhado pela introdução de níquel, em quantidade de pelo menos metade da do cobre. De fato, o níquel liga-se ao cobre, eleva seu ponto de fusão e, mantendo-o sólido durante o aquecimento do aço para a laminação, evita sua penetração por entre os contornos dos grãos.

4 — **Conclusões** — A maioria das aplicações comuns da engenharia civil requer aços estruturais de custo moderado e resistência mecânica razoável: tais requisitos são preenchidos satisfatoriamente pelos aços-carbono.

Para melhores propriedades mecânicas, entretanto, e superior resistência à corrosão atmosférica, são exigidos os chamados aços «de alta resistência e baixo teor em liga» que se caracterizam pela presença em teores relativamente baixos dos elementos cobre, níquel, cromo e molibdênio, além da elevação acima dos teores normais dos elementos fósforo, manganês e silício.

Sob o ponto de vista de resistência à corrosão, o gráfico da Figura 47 ilustra bem a vantagem do emprego desses aços.

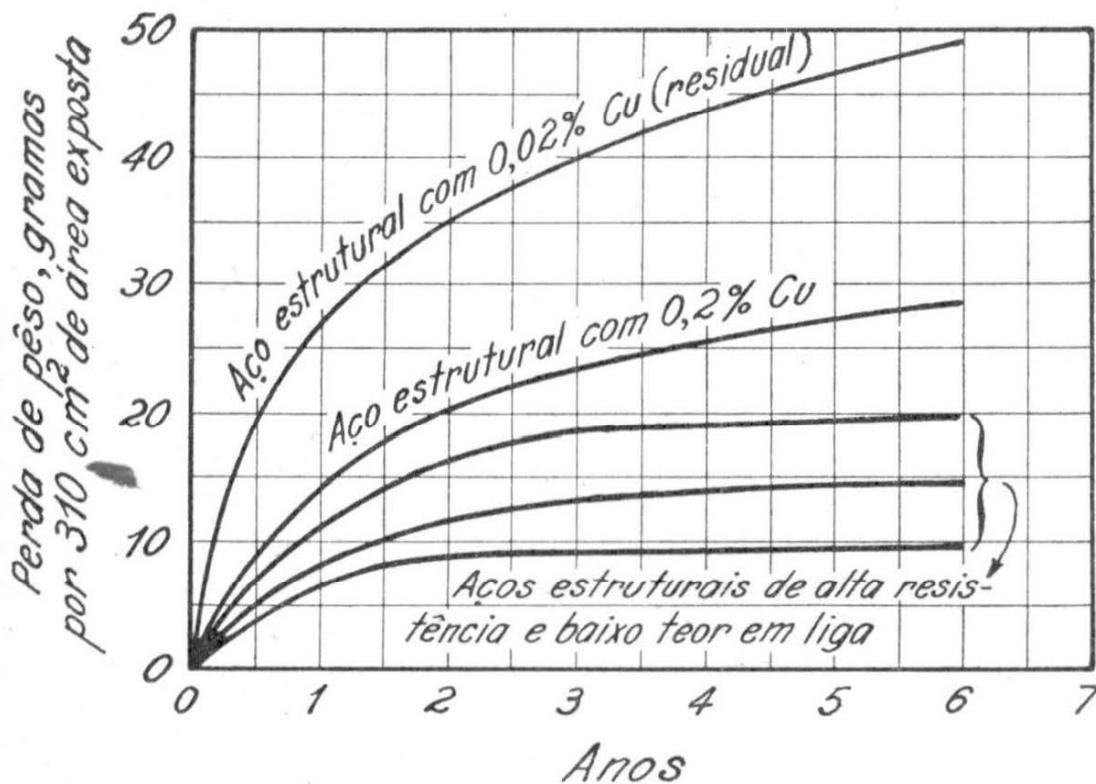


FIG. 47 — Gráfico relacionando corrosão e tempo para aços estruturais. (Figura extraída do livro «Materials Engineering of Metal Products» de N. E. Woldman).

Alta resistência mecânica e superior resistência à corrosão permitem :

a) projetar a estrutura com a mesma vida que a de aço comum, mas com apreciável redução do seu pêso;

b) projetar a estrutura com o mesmo pêso que a de aço-carbono, mas com maior resistência e vida mais longa;

c) projetar a estrutura com o menor pêso morto que assegure as maiores vantagens econômicas, mas com o risco de se obter uma vida um tanto mais curta.

X

AÇOS PARA TRILHOS

Os aços para trilhos são aços-carbono com teor de carbono variando geralmente entre 0,50 % e o eutetoide. Essa composição é considerada a mais conveniente para resistir ao desgaste a que os trilhos estão sujeitos.

Na prática americana, a composição mais comum para trilhos é a seguinte :

carbono	—	0,69	α	0,82 %
manganês	—	0,70	α	1,00 %

A contribuição do manganês, em teores relativamente elevados, é no sentido de melhorar a resistência ao desgaste e garantir a ausência total da «fragilidade a quente» (causada pelo FeS), o que é fundamental visto que êsses aços são laminados a quente até a forma final.

As propriedades mecânicas dos trilhos com a composição acima e no estado laminado a quente são as seguintes :

limite de escoamento	59,5 kg/mm ²
limite de resistência à tração	98,0 kg/mm ²
alongamento	9 %
estricção	12 %
dureza Brinell	300

A resiliência é muito baixa, de modo que para a verificação de pequenas diferenças em comportamento, usa-se geralmente, no ensaio de resiliência, corpos de prova sem entalhe. Nessas condições obtem-se valores para resistência ao choque que variam de 2,8 a 5,5 kgm.

Os principais efeitos das condições de serviço sôbre os trilhos são desgaste da superfície de trabalho e amassamento das extremidades devido ao golpe produzido pela queda das rodas quando estas atravessam as juntas dos trilhos. O meio de evitar êsses inconvenientes será endurecer a superfície de trabalho e as extremidades do trilho, ou também, no caso do amassamento das extremidades, eliminar o maior número possível de juntas, criando, por assim dizer, um «trilho contínuo».

O endurecimento poderá ser obtido por têmpera em óleo e revenido, o que realmente se faz em pedaços curtos ou em secções especiais usadas em cruzamento, conseguindo-se para limite de resistência à tração 115,5 kg/mm², limite de escoamento 87,5 kg/mm², dureza Brinell 360, alongamento 14 % e estricção 49 % (*).

(*) No Brasil, o único produtor de trilhos é a Companhia Siderúrgica Nacional, que adota os padrões americanos baseando, portanto, a composição química, propriedades mecânicas e toda a prática de fabricação, nas especificações da ASTM.

Entretanto, nos comprimentos normais, essa operação é impraticável, sobretudo porque resultaria um trilho muito empenado.

Como o amassamento das extremidades é mais prejudicial que o desgaste do topo do trilho, é prática mais corrente submeter essas extremidades a uma têmpera mediante um jato de água, deixando a seguir que o próprio calor do trilho se encarregue do revenido. Nessas condições pode-se obter uma dureza Brinell da ordem de 400. Realizando-se a têmpera com jato de ar, obtém-se dureza Brinell de cerca de 360, perfeitamente satisfatória em ambos os casos.

Endurecimento satisfatório pode também ser obtido pela adição de elementos de liga — 1,20 a 1,70 % de manganês (diminuindo-se nesse caso o carbono a 0,55 - 0,70 %) ou 3,00 % de Cr (caindo então o carbono a cerca de 0,25 %). Esses elementos, realmente, promovem o endurecimento do trilho pelo simples resfriamento ao ar, após a laminação. Note-se que é preciso diminuir o teor de carbono, para que o trilho não se torne excessivamente frágil. Esses aços-liga para trilhos, principalmente o segundo tipo, não apresentam grande interesse comercial.

Os inconvenientes do amassamento das extremidades são mais comumente eliminados pela solda das juntas até comprimentos que, nos Estados Unidos, têm atingido aproximadamente 200 metros. A solda das juntas vem sendo adotada, no Brasil, desde há muitos anos, pela Companhia Paulista de Estradas de Ferro.

X I

AÇOS PARA CHAPAS E PARA TUBOS

1 — **Introdução** — As chapas e os tubos comuns, principalmente as primeiras, constituem materiais que se caracterizam por apresentarem grande facilidade de conformação. Os produtos considerados «fáceis de serem conformados» não apresentam geralmente elevados valores das propriedades mecânicas, mesmo porque as cargas que irão suportar em serviço são normalmente baixas, em geral unicamente o peso próprio. Devido às condições de serviço, entretanto, exige-se que possuam resistência à corrosão satisfatória. Visto que esta resistência não é característico comum a êsses materiais, costuma-se aplicar-lhes um revestimento protetor, cuja escolha depende principalmente da aparência desejada e do custo.

2 — **Aços para chapas** — As chapas são os principais produtos metálicos classificados entre os de «fácil conformação». Para a maioria das aplicações comuns as chapas são feitas de aço doce, geralmente galvanizado ou estanhado, ou de ferro Armco.

Os requisitos exigidos nêsses materiais para que sejam empregados na fabricação de chapas, são:

a) **elevada trabalhabilidade**, ainda que à custa da resistência mecânica. De fato, esta, como se viu, não precisa ser elevada e a rigidez, quando exigida, é conseguida por projeto adequado, como por exemplo, **corrugamento**;

b) **boa soldabilidade**;

c) **superfície sem defeitos**, sobretudo no caso de se utilizar a chapa em estampagem profunda;

d) **aspecto superficial conveniente**, conseguido por acabamentos ou revestimentos superficiais especiais;

e) **baixo custo**.

Ferro Armco — O ferro Armco, marca registrada pela «American Rolling Mills Company» é um material de grande pureza, pois apresenta um teor total de impurezas abaixo de 0,16 %.

Uma análise típica é a seguinte:

C	—	0,012 %
Mn	—	0,017 %
P	—	0,005 %
S	—	0,025 %
Si	—	traços

Contém também teores apreciáveis de nitrogênio e oxigênio, os quais, entretanto, nesses ferros comercialmente puros, não são considerados como impurezas.

Propriedades mecânicas típicas são as seguintes :

limite de escoamento	17,5 a 21,0 kg/mm ²
limite de resistência à tração	28,0 a 31,5 kg/mm ²
alongamento, em 2"	40 %
estricção	50 %
dureza Brinell (10 mm - 500 kg)	85

Devido sua pureza o ferro Armco apresenta boa resistência à corrosão, característico êsse que é melhorado por galvanização ou estanhação. A soldabilidade é também excelente, assim como a sua trabalhabilidade.

Aço de baixo carbono (Aço doce) — O aço com carbono inferior a 0,15 % tem propriedades semelhantes à do ferro Armco, com vantagens quanto ao custo, visto não ser tão puro e ser de fabricação mais fácil. Evidentemente sua resistência à corrosão é inferior, devido à presença de pequena quantidade de carbono que tende a acelerar a corrosão eletroquímica. Nessas condições, torna-se mais necessária a estanhação ou a galvanização.

A resistência à corrosão pode ser melhorada pela adição de cobre, o qual, já em teores de 0,25 %, afeta favoravelmente aquela propriedade.

As chapas de aço de baixo carbono são extensamente usadas na indústria automobilística, em artigos esmaltados, recipientes metálicos, peças estampadas e muitas outras aplicações.

No caso de operações severas de conformação, como estampagem profunda, o aço deve apresentar certos requisitos que são dispensáveis nas aplicações mais gerais. O aço aí mais empregado é do tipo SAE, com a seguinte composição :

C	—	0,05	a	0,15 %
Si	—	0,15	a	0,30 %
Mn	—	0,30	a	0,60 %
P (max.)	—	0,045		%
S (max.)	—	0,055		%

As suas propriedades mecânicas dependem em grande parte do encruamento ou do tipo de tratamento térmico a que foi submetido e do tamanho de grão produzido.

A Tabela X mostra as propriedades mecânicas aproximadas, em tiras com 1,27 mm (0,050 pol.) de espessura, em várias condições :

T A B E L A X

Propriedades Mecânicas Aproximadas de Aço Doce em Tiras

Condição	Dureza Rockwell B (1/16" — 100)	Limite de resis- tência à tração kg/mm ²	Alongamento em 2" %
Nº 1—Dura	84 — 96	47,6 — 64,4	1 — 5
Nº 2—Meio-dura	75 — 85	39,2 — 50,4	4 — 14
Nº 3—Um quar- to dura	67 — 74	33,6 — 42,0	13 — 27
Nº 4—Mole	52 — 64	30,1 — 37,1	24 — 36
Nº 5—Muito mo- le	38 — 52	28,0 — 33,6	33 — 45

Quanto mais mole, tanto mais conveniente para a estampagem profunda. Se, entretanto, a baixa dureza é produzida à custa do sacrifício do tamanho de grão, a superfície apresentar-se-á muito rugosa com a aparência característica conhecida pelo nome de «casca de laranja».

A Tabela XI, extraída do livro «Metalurgia do Ferro e do Aço» do Prof. Robert F. Mehl, apresenta composições típicas de aços para chapas conforme as aplicações.

3 — Tratamentos das chapas — As chapas são produzidas a partir de aços efervescentes, no estado laminado a quente ou laminado a frio. Assim sendo, há geralmente necessidade de submetê-las a tratamentos térmicos, cujos objetivos vão desde a simples eliminação de tensões internas até a recristalização total.

As chapas laminadas a quente são normalizadas, quando não são utilizadas diretamente depois da laminação.

As laminadas a frio (depois da laminação a quente) apresentam-se muito encruadas, de modo que são submetidas ao recozimento em caixa para recristalização. A temperatura desse tratamento é baixa, variando desde abaixo da zona crítica (650° C) até acima da zona crítica (760° C), visto que temperaturas muito elevadas causariam o crescimento de grão excessivo, originando, na estampagem profunda, o defeito «casca de laranja». Note-se que o tamanho do grão final não depende somente da temperatura de recristalização. De fato, verifica-se que o grau de deformação a frio ou encruamento influencia também a gra-

nulação do aço depois de recristalizado: até um certo grau de deformação, da ordem de 8 %, não há praticamente mudança do tamanho de grão original; nesse momento, entretanto, ocorre apreciável aumento de grão, para em seguida, com deformação maior, o tamanho de grão tornar-se cada vez menor. Conclui-se que deve ser evitada laminação a frio com a intensidade que corresponda a esse tamanho de grão excessivo.

O tratamento térmico mais simples a que se submetem as chapas é o que tem por objetivo eliminar as tensões originadas na normalização ou na laminação para melhorar a sua ductilidade e diminuir sua dureza. Consiste num tratamento a baixa temperatura, variando de 510 a 650° C.

TABELA XI

Composições Típicas de Aços para Chapas (Ou Fôlhas)

DESTINO	C %	Mn %	S %	P %
Estampagem leve para aplicações comuns	0,05 — 0,08	0,20 — 0,35	depende das dimensões	tão baixo quanto possível
Estampagem profunda para indústria automobilística	0,05 — 0,08	0,25 — 0,50	0,030 max.	"
Superfícies para pinturas de bom acabamento, etc.	0,05 — 0,08	0,25 — 0,50	depende das dimensões	"
Galvanização	0,04 — 0,07	0,15 — 0,30	tão baixo quanto possível	"
Esmaltagem	0,03 max.	0,10 max.	tão baixo quanto possível	"

4 — **Aços para tubos** — Para aplicações da engenharia, podem ser considerados 3 tipos principais de tubos:

- a) Tubos sem costura.
- b) Tubos com costura.
- c) Eletrodutos ou «conduits».

Os primeiros são fabricados a partir de tarugos por perfuração ou mandrilagem e apresentam espessura, estrutura e resistência uniformes. Os segundos são obtidos a partir de tiras de aço que são dobradas até adquirir forma geralmente circular, soldando-se em seguida a junta. Admite-se que esses tubos apresentam uma espessura mais uniforme que os anteriores; além disso o processo é mais rápido e econômico. Entretanto, só aços

de baixo e médio carbono ou aços-liga com baixo teor de níquel são satisfatoriamente soldados, devendo-se ainda acrescentar, como possível desvantagem dos tubos com costura, o fato da junta soldada tornar de certo modo duvidosa a resistência do tubo:

Os eletrodutos são geralmente tubos com costura, podendo, entretanto, também apresentar-se sem a junta soldada, visto que as cargas de serviço são muito baixas.

Frequentemente os tubos são estirados a frio com os seguintes objetivos:

- produzir tubos de diâmetros muito pequenos;
- melhorar o acabamento superficial;
- obter tolerâncias mais rigorosas nas dimensões;
- melhorar certas propriedades mecânicas, como a resistência à tração;
- produzir formas diferentes da circular.

Para as aplicações comuns, o aço para tubos é de baixo carbono, 0,10 a 0,25 %. Tubos de alta resistência, com 51 a 58 kg/mm² de limite de resistência à tração, são de médio carbono — 0,30 a 0,55 %.

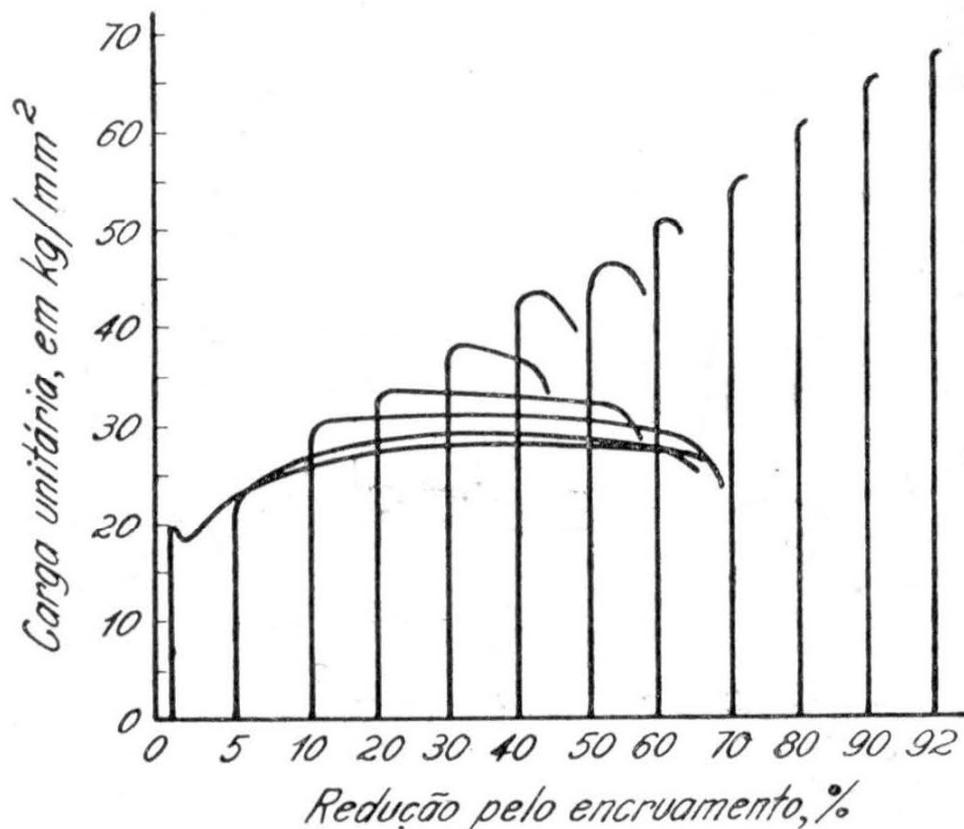
Esses tubos de médio carbono, assim como tubos de aço-liga com baixo teor de níquel (2,75 % a 3,50 %) e médio carbono (0,30 a 0,40%) têm importante campo de aplicação na indústria automobilística.

X I I

AÇOS PARA ARAMES E FIOS

1 — **Introdução** — Arames e fios são todos os produtos, geralmente de secção circular e pequeno diâmetro, utilizados na fabricação de pregos, parafusos, molas ou empregados em cêrcas, tirantes, cabos, etc. Arame e fio são realmente palavras sinônimas; entretanto, para maior clareza, será adotada na presente exposição a seguinte nomenclatura: **aramé** é o produto de secção circular e pequeno diâmetro empregado em aplicações comuns, onde não se exige característicos mecânicos especiais, como em cêrcas, ou na fabricação de parafusos e pregos; **fio** é o produto de secção circular e pequeno diâmetro para fins especiais, como tirantes, molas, cabos, etc., onde os característicos mecânicos são muito importantes.

No primeiro caso, o aço empregado é de baixo carbono, geralmente no estado recozido. No caso do fio, utiliza-se aço de médio e alto carbono ou com elementos de liga (excepcionalmente), no estado encruado. Êsses produtos são obtidos por trefilação repetida a frio de barras, através de matrizes de aço especial ou carboneto de tungstênio sinterizado. Durante êsse processo, o material torna-se progressivamente mais resistente,



FIG, 48 — Influência do encruamento sôbre as curvas tensão-deformação em aço de baixo carbono. (Figura extraída do livro «Modern Metallurgy for Engineers» de F. T. Sisco).

mais duro e menos dútil. Por exemplo, um fio de aço cuja resistência à tração é 134 kg/mm^2 com 2 % de alongamento, poderá apresentar valores de 190 kg/mm^2 e 0,3 % para aquelas propriedades quando seu diâmetro fôr reduzido por trefilação a cerca de 1 mm. As resistências à tração dos dois fios são tais que o mais grosso poderá necessitar de 13,3 torções completas para romper, num comprimento de 12,5 cm, ao passo que o mais fino 35,6 torções para romper, no mesmo comprimento. O gráfico da Figura 48 mostra o efeito do encruamento sobre o diagrama tensão-deformação de um aço de baixo carbono.

Na realidade, tem-se conseguido com encruamento e tratamento térmico adequado, em aços de alto teor de carbono, valores para limite de resistência à tração da ordem de 300 kg/mm^2 , se não mais.

2 — **Tipos de arames e fios** — Os arames e fios de aço podem ser classificados quer pela composição química, quer pelas suas aplicações comerciais. Na Tabela XII que se segue faz-se uma tentativa de classificação, adotando-se os dois critérios referidos :

TABELA XII

Classificação de Arames e Fios

Tipos de aço	% de carbono	Aplicações comerciais mais importantes
Baixo carbono	0,15 a 0,25 %	arame galvanizado, liso ou farpado, para cercas; pregos, parafusos, rebites, etc., geralmente no estado galvanizado; certos tipos de cabos onde a resistência é secundária.
Médio carbono	0,20 a 0,50 %	cabos para elevadores fio (ou corda) de piano (ou de música); cabos para serviço pesado; tirantes e outras aplicações estruturais de responsabilidade; molas, etc.
Alto carbono	0,60 a 1,00 %	

Os de baixo carbono são, portanto, empregados em aplicações de menor responsabilidade; mesmo no caso de cabos, citados na Tabela XII, não se exige propriedades mecânicas com valores elevados.

Os de médio carbono aliam altos limites de tração e fadiga a elevados dobramento e ductilidade, donde seu emprego em cabos para elevadores e aplicações análogas.

Os fios de alto carbono são os mais importantes dentre todos, devido às aplicações onde são utilizados exigirem elevados valores de propriedades mecânicas, além de métodos e precauções especiais nos tratamentos térmicos.

Os fios destinados a molas serão abordados no Capítulo especialmente dedicado a êsses materiais.

Os aços de alto carbono para as aplicações enumeradas na Tabela XII são geralmente submetidos a um tratamento térmico especial — o **patenteamento** — com o objetivo de se produzir uma estrutura de «perlita fina» ou de «bainita», consideradas essenciais para que êles possam sofrer satisfatoriamente as rigorosas operações de encruamento e para que, além da elevada resistência à tração, o produto resultante apresente também alta tenacidade.

Esse tratamento consiste em se aquecer o aço a uma temperatura consideravelmente superior à da linha A_3 — podendo aproximar-se de 1.000 a 1.050°C — de modo a ocorrer certo crescimento do grão da austenita, seguindo-se um resfriamento ao ar ou em banho de chumbo mantido entre 450° e 500°C . A perlita fina ou bainita resultante (conforme o tratamento seja ao ar em banho de chumbo) apresenta propriedades excelentes de tenacidade, essenciais para que o aço esteja em condições de sofrer a severa trefilação que se segue. Resulta, além disso, um fio que, a par do elevado limite de resistência à tração — 250 kg/mm^2 ou mais — apresenta tão boa ductilidade que poderá ser enrolado em torno de si várias vezes ou martelado até ficar chato sem que apareçam fissuras de qualquer natureza.

Para cabos usados em pontes pênséis êsse tratamento é hoje imprescindível. A êsse respeito Bullens (vol. III, págs. 285 e 286) cita o exemplo dos fios usados nas pontes pênséis de Mount Hope em Providence (Estado de Rhode Island, EE. UU.) e Embassador em Detroit (Estado de Michigan, EE. UU.). Nessas pontes utilizou-se aço com os seguintes característicos químicos:

C	—	0,75 %
Mn	—	0,50 %
S	—	0,15 %
P	—	0,02 %
S	—	0,03 %

Os responsáveis pela construção das pontes acreditaram que as melhores propriedades do fio poderiam ser obtidas com o seguinte tratamento: depois de trefilado o fio até o diâmetro final (cêrca de $4,9\text{ mm}$) foi êle rapidamente e consecutivamente passado através de vários banhos de chumbo nas condições seguintes: no primeiro, mantido a cêrca de 720°C , durante 24 segundos para pre-aquecimento; no segundo, mantido a cêrca de 840°C , durante 35 segundos; no terceiro, mantido a 675°C ,

durante 33 segundos e finalmente num quarto, mantido a 840°C , durante 37 segundos. Dêste último banho de chumbo o fio passou através de um banho de óleo mantido a cerca de 120°C , durante 90 segundos e através de areia durante 10 segundos. A seguir, foi revenido em banho de chumbo mantido a uma temperatura em torno de 440°C , durante 18 segundos. Finalmente, foi decapado, lavado e galvanizado por imersão em zinco fundido a 455°C . As propriedades mecânicas obtidas foram plenamente satisfatórias: 154 kg/mm^2 para limite de resistência à tração, 133 kg/mm^2 para limite de escoamento, 70 kg/mm^2 para limite de proporcionalidade, 6 % de alongamento e estrição média de 37 %.

O mesmo aço patenteado pela passagem num banho de chumbo a cerca de 1010°C e em seguida em outro banho idêntico mantido à temperatura de 488°C apresentou uma estrutura bainítica fina com dureza Brinell de aproximadamente 400, sem formação intermediária de martensita; a trefilação a frio que se seguiu até o diâmetro de cerca de 4,9 mm produziu as seguintes propriedades: 154 kg/mm^2 para limite de resistência à tração, 128 kg/mm^2 para limite de escoamento, 59 kg/mm^2 para limite de proporcionalidade, 6,5 % de alongamento, e estrição, em média, de 40 %.

Vê-se, pois, que o mesmo aço submetido ao tratamento térmico complexo citado atrás, em substituição ao patenteamento, apresentava limites de escoamento e proporcionalidade superiores ao do aço patenteado, sendo, portanto, aparentemente de melhor qualidade.

Entretanto, quando as pontes estavam em adiantado estado de montagem, os fios dos cabos começaram a romper. O «Bureau of Standards» foi incumbido de estudar as causas da ruptura. Verificou-se, então, que o fio de aço tratado termicamente, quando submetido durante 48 horas a um esforço de tração equivalente a 105 kg/mm^2 , carga inferior ao seu limite de escoamento, mas superior ao seu limite de proporcionalidade, alongou-se somente 3 % ao passo que o fio patenteado, ensaiado nas mesmas condições alongou 12 %. Verificou-se também que a superfície do fio tratado termicamente e galvanizado apresentava ocasionalmente fissuras que chegaram a profundidades às vezes apreciáveis, com cantos vivos e cheias de uma liga Fe-Zn de natureza frágil. Ensaio de tração em corpos de prova assim fissurados indicaram uma estrição de somente 7 % ao passo que em corpos de prova sem essas fissuras, a estrição atingiu 53 %.

Foram realizados também ensaios de fadiga tanto no fio tratado termicamente como no patenteado e ambos galvanizados. Na faixa de esforços de $0,42$ a $17,5\text{ kg/mm}^2$, estando os fios enrolados numa polia de raio correspondente ao dos suportes de sustentação dos cabos das pontes, verificou-se que os fios tratados termicamente falharam antes de atingir-se um milhão de ciclos ao passo que os patenteados e encruados, não. Estes últi-

mos fios tinham se adaptado ao suporte de sustentação perfeitamente, ou, ao serem ancorados nesse suporte, haviam sofrido deformação permanente devido ao seu baixo limite de proporcionalidade; isso não se verificara com os fios tratados termicamente, que, ao serem removidos do suporte, abriam-se novamente a um raio de curvatura até mesmo superior ao original, indicando, portanto, a sua não adaptação ao citado suporte. Deduziu-se que esse fato teria causado a introdução no cabo de tensões de dobramento sob a ação das cargas flutuantes do vento e do movimento resultante, tensões essas que foram de tal grandeza a superar o limite de fadiga do fio tratado termicamente. As fissuras também foram consideradas outra causa da falha prematura sob fadiga do fio tratado termicamente.

Na realidade e em resumo, parece que ficou estabelecido que as principais causas da ruptura dos fios tratados termicamente foram as seguintes:

a) maior quantidade de imperfeições superficiais do que no fio patenteado, principalmente depois da galvanização, como fissuras que provocaram concentração de esforços;

b) maior ductilidade e menores limites de proporcionalidade e de escoamento do fio patenteado, característicos que contribuíram para a sua deformação plástica ou permanente sob a ação dos esforços de dobramento ao ser o fio ancorado nos suportes de sustentação;

c) o fio tratado termicamente apresentava-se tão rígido que precisou ser pre-moldado de modo a se adaptar perfeitamente nos suportes de sustentação, o que não foi necessário fazer no fio patenteado. Essa pre-moldagem resultou em tensões de dobramento residuais nas fibras externas do fio tratado termicamente, que apresentava maior quantidade de imperfeições superficiais. Essas tensões residuais elevadas não puderam ser aliviadas naturalmente devido à baixa ductilidade do aço.

3 — **Conclusões** — Os fios de aço para aplicações de responsabilidade exigem características mecânicas adequadas: não só altos limites de resistência à tração e à fadiga como também uma combinação de valores de limites de escoamento, de proporcionalidade, alongamento e estrição tal que os torne facilmente adaptáveis às condições de serviço, por vezes extremamente severas. Para isso, é importante que se fixe perfeitamente tanto a composição química do aço, como também, e talvez principalmente o tipo e as condições de tratamento térmico antes ou após a trefilação.

X I I I

AÇOS PARA MOLAS

1 — **Introdução** — As molas constituem elementos de máquina que exigem cuidados excepcionais tanto no que se refere ao seu projeto como em relação aos materiais de que são fabricadas. De fato, as condições de serviço das molas são, muitas vezes, extremamente severas, quer pelas cargas e tipos de esforços que irão suportar, quer devido às temperaturas, meios corrosivos, vibração, etc., a que podem estar sujeitas.

De um modo geral, há dois tipos de molas: **molas helicoidais** ou em espiral e **molas de lâmina ou em fôlha**; as **helicoidais** compreendem as seguintes subdivisões (Fig. 49):

a) **mola de extensão**, caracterizadas por serem de bobina fechada, destinadas a suportar esforços de tração;

b) **molas de compressão**, de bobina aberta, destinadas a suportar esforços de compressão;

a) **molas de extensão**, caracterizadas por serem de bobina tar esforços de tração.

Na realidade, nas molas de extensão e compressão o material trabalha sob torção e nas de torção o material trabalha sob dobramento.

As molas helicoidais são fabricadas a partir de barras e fios, ao passo que as «em fôlha» a partir de tiras de aço.

Os materiais das molas, sobretudo as barras e fios de certas molas helicoidais (como as utilizadas em válvula), devem apresentar-se isentos de imperfeições as quais, se em outras aplicações ou em tipos mais simples de molas não têm maior efeito, no caso de certas molas, como as acima citadas devido às altas tensões e à fadiga interna a que êsses materiais são submetidos, podem ser grandemente prejudiciais. As imperfeições ou defeitos que devem ser evitados são os seguintes: marcas das ferramentas, riscos das matrizes de trefilação, inclusões, rugosidade superficial, descarbonetação superficial, etc. Essas imperfeições são vitais, principalmente quando as molas estão sujeitas a condições severas de fadiga. De fato, pesquisas feitas pela indústria automobilística revelaram que praticamente todas as rupturas por fadiga em molas de válvulas começaram numa imperfeição ou defeito interno ou superficial.

Sob o ponto de vista físico, exige-se de uma mola os seguintes características mecânicos:

— alto limite de escoamento (da ordem de 140 kg/mm^2), ou, mais precisamente, elevado limite de proporcionalidade de modo a não apresentar deformação permanente apreciável;

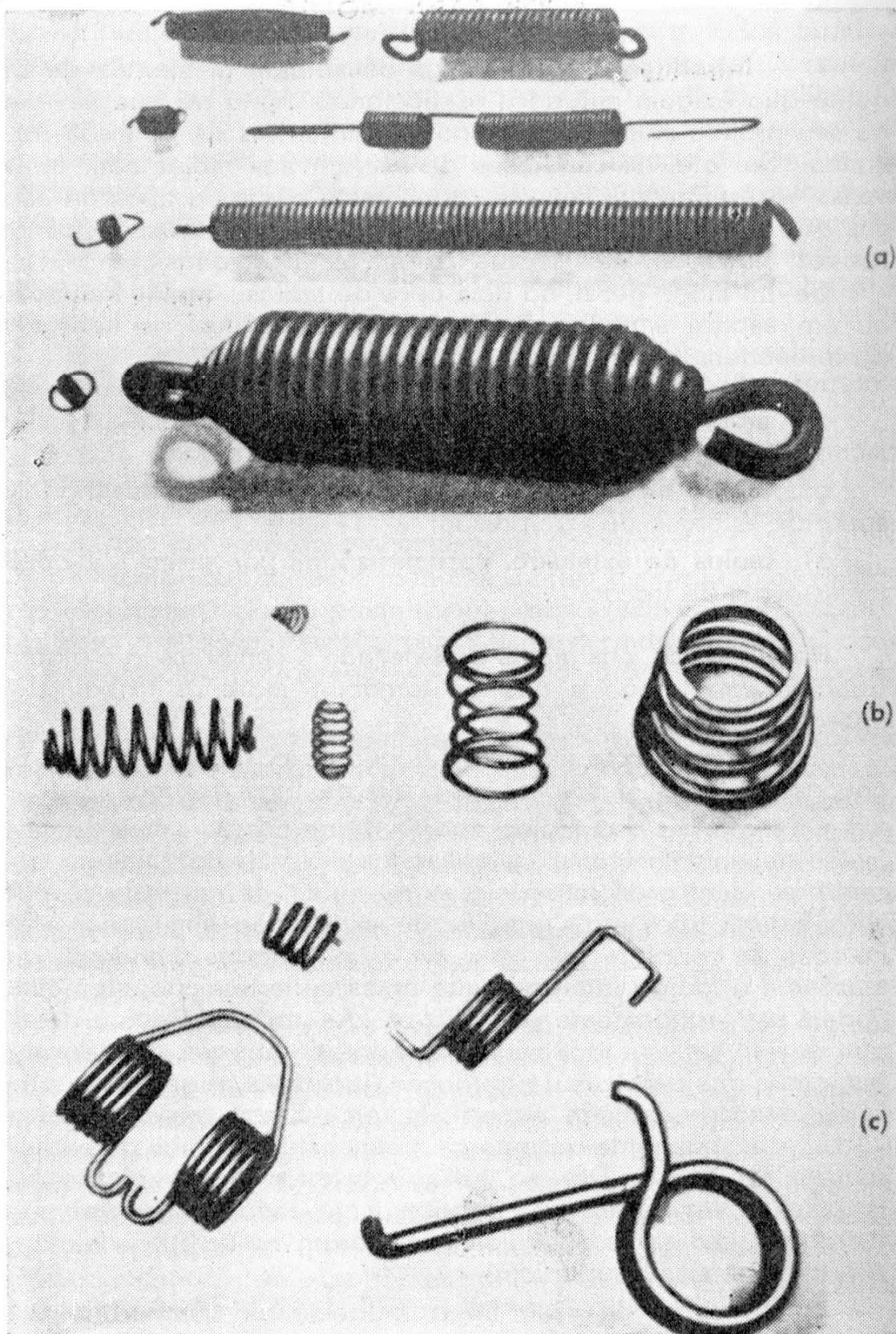


FIG. 49 — Exemplos de molas helicoidais.
a) de extensão; b) de compressão; c) de torção.

— alto limite de fadiga, pois, como já se mencionou no caso da indústria automobilística, praticamente toda a mola falha por fadiga, originando-se a ruptura em algum ponto de concentração de tensões, devido às imperfeições ou irregularidades já citadas;

— elevada resiliência, principalmente em molas para automóveis, aviões e aplicações similares.

2 — Fabricação e composição química — Os aços-carbono, com teor de carbono variando de 0,50 a 1,20 %, satisfazem quasi que completamente aos requisitos exigidos das molas, de modo que a grande maioria desses elementos de máquina é feita com aqueles tipos de aços.

Dependendo da qualidade, custo e aplicação, escolhe-se o tipo de aço mais adequado e o processo de fabricação mais conveniente. De um modo geral, há dois grupos principais de materiais e processos:

— as molas que são obtidas a partir de tiras e fios de aço-carbono ou aço-liga no estado recozido; estes materiais depois de conformados na forma de molas são temperados em óleo e revenidos;

— as molas que são fabricadas a partir de tiras ou fios de aços já endurecidos, isto é, no estado temperado e revenido, ou patenteados e estirados a frio, ou estirados e encruados, incluindo-se a «corda de piano»; estes materiais, depois de conformados em molas, sofrem usualmente um tratamento térmico a baixa temperatura para alívio das tensões originadas no trabalho a frio. As molas obtidas nestas condições são suficientemente endurecidas de modo a apresentar um limite de proporcionalidade elevado, que resista satisfatoriamente às cargas de serviço; não devem, entretanto, ser excessivamente duras, para não romperem ao serem conformadas.

Os aços-liga apresentam melhores propriedades de fadiga e limites elásticos mais elevados do que os aços-carbono, sendo, portanto, preferidos em algumas aplicações. São, entretanto, mais suscetíveis a certas imperfeições superficiais.

As molas de aço-carbono, com diâmetros até 5/8", podem ser utilizadas com suficiente segurança até temperaturas da ordem de 175° C desde que não sejam carregadas além de 56 kg/mm²; se for permitida uma pequena deformação permanente em serviço, poderão ser usadas até cerca de 200° C, com carga não superior a 84 kg/mm². De qualquer modo, em molas de compressão, o aço-carbono não permite temperaturas superiores a 200° C, porque resulta uma fluência (creep) cuja intensidade vai depender das tensões de serviço e do tempo de aplicação das cargas.

Já os aços-liga Si-Mn, Cr-V, etc., típicos para molas, possibilitam o emprego das molas, em diâmetros até 5/8", até temperaturas da ordem de 200° C, se a carga de serviço não for superior a 56 kg/mm² ou até temperaturas de cerca de 230° C

se se permitir pequena deformação permanente e desde que a tensão em serviço não vá além de 84 kg/mm².

Alguns dos principais tipos de aços empregados em molas estão indicados na Tabela XIII.

T A B E L A X I I I
Tipos de Aços usados em Molas

Aço SAE	C %	Mn %	Si %	Cr %	V %	Mo %	Ni %
1045	0,43—0,50	0,60—0,90	—	—	—	—	—
1065	0,60—0,70	0,60—0,90	—	—	—	—	—
1085	0,80—0,93	0,70—1,10	—	—	—	—	—
1095	0,90—1,05	0,30—0,50	—	—	—	—	—
4068	0,63—0,70	0,75—1,00	0,20—0,35	—	—	0,20—0,30	—
6150	0,48—0,53	0,70—0,90	0,20—0,35	0,80—1,10	0,15 min	—	—
8650	0,48—0,53	0,75—1,00	0,20—0,35	0,40—0,60	—	0,15—0,25	0,40—0,70
9260	0,55—0,65	0,70—1,00	1,80—2,20	—	—	—	—

3 — Molas helicoidais de grande secção para serviço pesado

— A grande secção em determinadas molas helicoidais é necessária para suportar as pesadas cargas de serviço. Estas molas são fabricadas pelo enrolamento a quente de barras de aço. Em seguida, são temperadas em óleo e revenidas. A superfície da mola deve apresentar-se lisa e isenta de descarbonetação, pois, do contrário, seu limite de fadiga será diminuído. Para máximo valor de limite de fadiga, portanto, é preciso esmerilhar as barras de aço antes de serem conformadas em molas.

As molas para serviço pesado são comumente feitas com aços-carbono de alto C (tipo SAE 1085 ou 1095) ou aço Cr-V (tipo SAE 6150) ou aço Si-Mn (tipo SAE 9260), ou outros menos comuns.

No caso do aço de alto carbono e para molas de compressão as cargas permissíveis são geralmente as seguintes:

57 kg/mm ²	para serviço leve
49 "	para serviço médio
39 "	para serviço pesado

4 — **Molas helicoidais de pequena secção** — As molas aqui incluídas são as que apresentam diâmetro de, no máximo, 1/2". Tais molas são obtidas enrolando-se a frio barras ou fios de aço, numa das seguintes condições:

- temperado e revenido;
- trefilado a frio;
- patenteado e encruado («corda de piano»).

As composições, propriedades, assim como aplicações típicas dessas molas estão indicadas na Tabela XIV.

As molas de extensão são usualmente fabricadas com a chamada «tensão inicial» que consiste numa pressão ou pre-carregamento entre bobinas adjacentes. Por essa razão, essas molas são feitas a partir de fios já temperados e revenidos; de fato, o aço sob «tensão inicial» apresenta tensões residuais que seriam eliminadas se a mola fôsse temperada e revenida depois de conformada.

TABELA XIV

Composição e Propriedades de Aços-Carbono para Molas de Pequena Secção

	CONDIÇÃO DO AÇO		
	Temperado e Revenido	Encruado	Patenteado e Encruado (corda de piano)
Carbono	0,60—0,70	0,45—0,75	0,75—1,00
Manganês	0,60—1,20	0,90—1,20	0,25—0,50
Fósforo	0,04 (max.)	0,045 (max.)	0,030 (max.)
Enxôfre	0,10—0,20	0,045 (max.)	0,035 (max.)
Silício	0,04 (max.)	0,10—0,20	0,10—0,25
Limite de Resistência à Tração	108,5—210 kg/mm ²	105—210 kg/mm ²	175—280 kg/mm ²
Limite de Elasticidade em tensão	84,0—175 "	70—140 "	105—210 "
Limite de Torção	80,5—140 "	84—154 "	105—210 "
Limite de Elasticidade em torção	70—84 "	77—98 "	91—140 "
Alongamento	5—2 %	3—2 %	cêrca de 8 %
Módulo de Elasticidade em tensão	20.300 kg/mm ²	20.300 kg/mm ²	21.000 kg/mm ²
Idem em torção	8.050 "	8.050 "	8.050 "
Dureza Rockwell C	40—50	40—48	42—46
Cargas de trabalho recomendadas:			
Serviço leve	56 kg/mm ²	42 kg/mm ²	70 kg/mm ²
" médio	45,5 "	35 "	59,5 "
" pesado	38,5 "	28 "	52,5 "
Aplicações usuais	Emprêgos gerais, onde a carga não é muito elevada e quando a mola não é sujeita a choques contínuos	Tipo de menor preço; emprêgos em molas sujeitas a cargas constantes ou quando a repetição de esforços não é muito frequente.	Um dos aços de melhor qualidade que se conhece; para pequenas molas helicoidais e de torção que devem obedecer a rigorosos requisitos físicos, sujeitas a cargas elevadas ou a cargas repentinamente aplicadas.

O material chamado «corda de piano» ou «fio de música» constitui um dos aços de melhor qualidade para molas. Ele é capaz de suportar enrolamento em torno de um eixo 3 a 3,5 vezes o seu próprio diâmetro sem ruptura. As molas fabricadas com esse tipo de aço são usualmente submetidas a um tratamento a baixa temperatura (260 a 290°C) para alívio de tensões e melhora do limite elástico e da resistência à deformação quando em serviço.

No caso das molas de tração, esse tratamento causa uma queda da tensão inicial. Por essa razão, nessas molas não só o tratamento de alívio de tensões é feito a uma temperatura mais baixa, como também elas são enroladas com um excesso de tensão inicial, visto que o tratamento final reduz tal tensão.

As molas feitas com aço tipo «corda de piano», se bem que sejam as mais tenazes e as que suportam as mais severas con-

A Tabela XV dá a composição e as principais propriedades desses tipos de aço.

TABELA XV

Composição e Propriedades de Aços-Liga para Molas

	Aço SAE 6150 (Cr-V)	Aço SAE 9260 (Si-Mn)
Carbono	0,48—0,53 %	0,55—0,65 %
Manganês	0,70—0,90	0,70—1,00 %
Fósforo	0,025 (max.)	0,040 (max.)
Enxofre	0,025 "	0,040 "
Silício	0,20—0,35	1,80—2,20
Crômo	0,80—1,10 %	—
Vanádio	0,15—1,20 %	—
Limite de resistência à tração	140—175 kg/mm ²	140—175 kg/mm ²
Limite de elasticidade em tensão	126—161 "	126—161 "
Limite de torção	112—136,5 "	98—136,5 "
Limite de elasticidade em torção	105—126 "	84—126 "
Alongamento em 2"	8—5	12—9
Módulo de elasticidade em tensão	21.000 kg/mm ²	21.000 kg/mm ²
Idem em torção	8.050 "	8.050 "
Dureza Rockwell C	42—48	42—48
Cargas de trabalho recomendadas (em molas de compressão):		
serviço leve	59,5 kg/mm ²	56,0 kg/mm ²
serviço médio	52,5 "	49,0 "
serviço pesado	42,0 "	38,5 "
Características gerais	Resistência ao calor superior aos aços-carbono	Resistência ao calor superior ao tipo Cr-V

dições de carga, não devem ser expostas a temperaturas superiores a 120° C, pois que sofrerão, já a 120° C, uma perda de carga de cerca de 5 % quando solicitadas a 70 kg/mm² e tal perda de carga aumenta rapidamente com a temperatura.

Quando se deseja molas para suportar tensões muito altas, principalmente a temperaturas elevadas, recorre-se a aços que apresentem melhores valores de limite de escoamento, limite de elasticidade e limite de fadiga. Satisfazem a êsses requisitos os aços-liga entre os quais, os Cr-V e Si-Mn, tipos SAE 6150 e 9260 respectivamente.

5 — Molas de lâmina ou «em fôlha» — Nestes tipos de molas, os aços mais frequentemente usados são os relacionados na Tabela XIII.

Os aços para as molas de pequena espessura (essa dimensão inferior a 1/8") podem ser fornecidos nas condições seguintes: laminado a quente, laminado a frio, laminado a frio e recozido, temperado e revenido. Os aços de carbono mais baixo — SAE 1045 — são usados no estado laminado a frio, sem necessidade de têmpera e revenido, quando a mola é de pequena espessura (1/16" ou menos), quando não será solicitada com elevadas cargas e também quando o baixo custo é fator importante.

Os aços de mais alto teor de carbono, assim como os aços-liga, suportam condições mais severas de serviço.

Quando a mola foi fabricada a partir de tiras laminadas a frio ou já temperadas e revenidas, o único tratamento térmico que sofre, depois de conformada, é um aquecimento para alívio de tensões, realizado durante 20 a 30 minutos, a baixas temperaturas, 230° a 290° para aços-carbono e até 385° para aço-liga.

No caso das molas terem sido fabricadas a partir de aços-carbono laminados a quente ou recozidos, elas exigem têmpera e revenido. O aquecimento para a têmpera varia de 785° a 830° C com esfriamento em banho de óleo mantido entre 40 e 60° C, seguindo-se, o mais cedo possível, o revenido a temperaturas variando entre 360° e 425° C dependendo da dureza final desejada. Esta deve ser da ordem de 40 a 44 Rockwell C quando se tolera certa deformação permanente, e 44 a 48 Rockwell C quando se exige a máxima resistência à deformação permanente. De qualquer maneira, as molas de aço-carbono nunca devem apresentar dureza Rockwell C superior a 50, pois acima desse valor o material tende a tornar-se frágil.

Tratando-se de aços-liga, dos tipos SAE 6150, 9260 ou 8650, as temperaturas dos tratamentos térmicos são:

têmpera — 855° a 885° C, com esfriamento em óleo;

revenido — 385° a 480° C, dependendo da dureza final desejada.

A dureza Rockwell C nos aços-liga pode ser superior à dos aço-carbono de cerca de 4 pontos, devido à presença dos elementos de liga.

As molas «em fôlha» de espessura superior a $\frac{1}{8}$ " , aplicadas principalmente na indústria automobilística, ferroviária e de equipamento agrícola, são obtidas a partir de aços-carbono ou aços-liga no estado laminado a quente ou recozido. As molas são conformadas a quente e depois de esfriadas são reaquecidas para a têmpera. A temperatura desse tratamento varia da faixa de 830° - 880° C para aços-carbono até 850° - 900° C para aços-liga. O esfriamento é feito em óleo recirculando e mantido a temperaturas entre 40° e 60° C. O revenido, imediatamente após a têmpera, é levado a efeito a temperaturas entre 360° a 425° C para aços-carbono e 385° a 480° C para aços-liga, dependendo da dureza final desejada.

De acôrdo com a deformação permanente tolerada, a dureza final dessas molas deve ser a seguinte :

aços-carbono — 352 a 388 Brinell, quando se tolera certa deformação permanente;

— 388 a 444 Brinell, quando se exige máxima resistência à deformação permanente.

aços-liga — 375 a 415 e 415 a 461 Brinell, nas mesmas circunstâncias, respectivamente.

Também nas molas «em fôlha», tanto de pequena como de grande espessura, as imperfeições superficiais devem ser evitadas, sobretudo em condições severas de serviço, pois tais irregularidades são, como se viu, os pontos iniciais de ruptura por fadiga.

6 — **Conclusões** — Os aços para molas são de certo modo semelhantes aos aços comerciais comuns, com a diferença que geralmente apresentam maiores teores de carbono e manganês e requerem muito maior cuidado e maior número de operações para a sua fabricação. Os principais característicos físicos exigíveis são : alto limite de elasticidade e alto limite de fadiga. O primeiro é conseguido através de bem estudados e cuidadosos tratamentos mecânicos e térmicos e o segundo também pela obtenção de uma superfície perfeita, tanto quanto possível isenta de irregularidades tais como descarbonetação superficial, marcas de ferramentas, riscos das matrizes de trefilação, rugosidade, pequenas fissuras, etc..

Para a maioria das aplicações, em condições normais de serviço e à temperatura ambiente, os aços de alto carbono são satisfatórios, devendo-se salientar o tipo chamado «corda de piano» que constitui um dos aços mais finos que se conhece.

Para condições mais severas de serviço, em que se exige principalmente maiores limites de resistência à tração e de elasticidade, além de melhor comportamento a temperaturas mais elevadas, recorre-se aos aços-liga de baixo teor em liga, entre os quais os mais importantes, são : Cr-V (tipo SAE 6150) e o Si-Mn (tipo SAE 9260).

X I V

AÇOS DE USINAGEM FÁCIL

1 — **Introdução** — A usinabilidade é um dos característicos mais complexos dos metais, dado o grande número de fatores de que depende. Assim é que, além da qualidade do próprio material, afetam a usinabilidade a qualidade, o tipo e a forma da ferramenta de corte, o tipo e estado das máquinas-ferramenta, a velocidade e o avanço de corte adotados, o flúido para resfriamento, etc. Devido a êsse fato, a medida da usinabilidade também não é simples; nesse sentido, um dos métodos mais comuns para medir a usinabilidade relativa dos metais consiste em se determinar, sob condições pré-fixadas de velocidade e avanço de corte, qual o material que garante vida mais longa da ferramenta, entre afiamentos consecutivos.

A importância que se dá na indústria moderna a êsses característico dos metais, principalmente nos aços, provém da utilização sempre crescente de processos de produção em massa. Êsses métodos de fabricação exigem máquinas automáticas com as quais, em determinado período de tempo, pode-se conseguir a produção de peças em número excepcionalmente elevado. É evidente que, para se tirar o máximo proveito da capacidade dessas máquinas, é necessário que os materiais nelas trabalhados apresentem característicos adequados de usinabilidade. Essa é a razão principal da contínua atenção que se vem dispensando ao desenvolvimento e aperfeiçoamento dos aços chamados «de usinagem fácil».

2 — **Característicos químicos e físicos dos aços de usinagem fácil** — Êsses materiais caracterizam-se por serem de baixo C e possuírem S e Mn mais elevados que os aços-carbono comuns. Além disso, os perfís utilizados são geralmente terminados por laminação a frio para obtenção de um melhor acabamento superficial e uma resistência mecânica mais elevada.

O sulfeto de manganês, em quantidade apreciável nesses aços, confere-lhes dureza e fragilidade, essenciais a uma boa usinabilidade. As partículas de MnS, além de duras e frágeis, são suficientemente plásticas para permitirem que o forjamento e a laminação a quente se realizem em condições satisfatórias.

É preciso lembrar aqui que a presença de S em quantidade acima das normais dá origem à «fragilidade a quente», devido a se formar o composto FeS de temperatura de fusão muito baixa, mais baixa que as utilizadas nas operações de forjamento e laminação a quente. Em consequência, o trabalho a quente dêsses aços é às vezes causa de preocupações e perdas apreciáveis de material.

O manganês em teor mais elevado que o normal contribúe para contornar êsse inconveniente, pois o MnS que se forma

nessas condições, não possui ponto de fusão tão baixo quanto o FeS. Além disso, como se viu, o MnS sendo duro e frágil, confere ao aço êsses característicos e os cavacos resultantes da usinagem apresentar-se-ão quebradiços e curtos, condição indicativa de facilidade de corte.

A quantidade de manganês é especificada de modo a serem obedecidas as seguintes relações: desde 3 de manganês para 1 de enxôfre até 8 para 1. Quanto maior essa relação, tanto melhores as propriedades de trabalho a quente do aço, pois tanto maior a probabilidade de estar ausente o FeS.

O manganês contribue também para produzir uma estrutura perlítica nos aços, tornando-os mais adequados para certas aplicações. Finalmente, êsse elemento diminue a velocidade de esfriamento o que é vantajoso quando se necessita temperar o material.

Além da influência da composição química na obtenção de propriedades de facilidade de corte, verifica-se que o trabalho a frio final é de grande importância na produção dos melhores característicos de usinabilidade, pois resulta numa diminuição da ductilidade e conseqüente aumento da fragilidade do aço. O trabalho a frio final produz ainda outros resultados benéficos, como um melhor acabamento superficial do material e valores mais elevados para limite de escoamento e limite de resistência à tração.

Os aços de usinagem fácil estão compreendidos na classificação SAE, na classe 11XX, abrangendo cêrca de 27 tipos de aços com composição química e propriedades mecânicas diferentes. A Tabela XVI mostra alguns dos tipos.

O tipo considerado padrão, por ser o mais antigo, é o 1112. Suas propriedades mecânicas, no estado encruado, são:

limite de resistência à tração	—	64,0 a 70,0 kg/mm ²
limite de escoamento	—	49,0 a 56,0 „
alongamento, em 2"	—	10 a 20 %
estricção	—	40 a 50 %
dureza Brinell	—	170 a 202

Êsse aço é usado como padrão para qualificar qualquer outro metal sob o ponto de vista de usinabilidade, adotando-se para êle o índice 100. Assim, quando um aço ou outra liga metálica, tem um índice de usinabilidade igual a 70, isso significa que sua usinabilidade é 70 % da do aço 1112, encruado.

Os aços de usinagem fácil de carbono médio, como os tipos 1132, 1137, 1141, 1145, etc., são geralmente usados em substituição aos SAE 10XX aproximadamente correspondentes, devido não só a seus melhores característicos de usinabilidade como também

TABELA XVI

Alguns Tipos de Aços de Usinagem Fácil

Tipo SAE	COMPOSIÇÃO QUÍMICA, %				Observações
	C	Mn	P	S	
1109	0,08—0,13	0,60—0,90	0,045 max.	0,08—0,13	Siemens-Martin
1111	0,13 max.	0,60—0,90	0,07—0,12	0,08—0,15	Bessemer
1112	0,13 max.	0,70—1,00	0,07—0,12	0,16—0,23	"
1113	0,13 max.	0,70—1,00	0,07—0,12	0,24—0,33	"
1114	0,10—0,16	1,00—1,30	0,045 max.	0,08—0,13	Siemens-Martin
1115	0,13—0,18	0,60—0,90	0,045 max.	0,08—0,13	"
1116	0,14—0,20	1,10—1,40	0,045 max.	0,16—0,23	"
1118	0,14—0,20	1,30—1,60	0,045 max.	0,08—0,13	"
1120	0,18—0,23	0,70—1,00	0,045 max.	0,08—0,13	"
1126	0,23—0,29	0,70—1,00	0,045 max.	0,08—0,13	"
1132	0,27—0,34	1,35—1,65	0,045 max.	0,08—0,13	"
1137	0,32—0,39	1,35—1,65	0,045 max.	0,08—0,13	"
1141	0,37—0,45	1,35—1,65	0,045 max.	0,08—0,13	"
1144	0,40—0,48	1,35—1,65	0,045 max.	0,24—0,33	"
1145	0,42—0,49	0,70—1,00	0,045 max.	0,04—0,07	"
1151	0,48—0,55	0,70—1,00	0,045 max.	0,08—0,13	"

α outras vantagens que apresentam. Assim, por exemplo, o tipo 1132 é usado em lugar dos SAE 1035 e 1040 quando se deseja além da melhor usinabilidade, maior profundidade de endurecimento e superiores propriedades mecânicas.

O tipo 1137 muitas vezes substitue os SAE 1045 e 1050, devido ao seu comportamento mais satisfatório em aplicações como eixos de geradores, certos tipos de parafusos, engrenagens e peças semelhantes que além de fácil usinabilidade devem ser duras, resistentes ao desgaste e tenazes. Seu índice de usinabilidade é 70 e suas propriedades mecânicas médias no estado encruado são :

limite de resistência à tração	—	70	α	84 kg/mm ²
limite de escoamento	—	59,5	α	70 "
alongamento, em 2"	—	30	α	45 %
dureza Brinell	—	187	α	235

Um metal que vem sendo usado com êxito como elemento de liga nos aços com o fim de melhorar sua usinabilidade é o **chumbo**. Este metal na realidade não se liga ao ferro, mas quando adicionado a este, espalha-se na sua matriz na forma de partículas finamente divididas. Uma adição de 0,2 a 0,25 % de chumbo melhora acentuadamente as propriedades de usinagem do aço, sem, aparentemente, piorar quaisquer das suas propriedades mecânicas. Esses aços ao chumbo são também laminados e forjados mais facilmente que os SAE de usinagem fácil. *

* O Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo tem conseguido resultados muito satisfatórios na produção desses aços ao chumbo.

X V

AÇOS PARA CEMENTAÇÃO E NITRETAÇÃO

1 — **Cementação** — O enriquecimento superficial em carbono nos aços, proporcionado pela cementação, visa produzir uma superfície de alta dureza e resistência ao desgaste, suportada por um núcleo tenaz. Em princípio, inúmeros tipos de aços apresentam condições satisfatórias para esse fim. É preciso considerar, entretanto, que a cementação exige tratamento térmico relativamente complexo, de modo que a seleção do aço para peças cementadas não pode ser feita baseada somente na aplicação final do material, mas também tendo em vista o tratamento térmico que vai sofrer. De início, portanto, dois fatores básicos devem ser levados em conta ao se escolher um aço para cementação:

- a) **meio de esfriamento** a ser usado na têmpera após a cementação;
- b) **tipo e grau de tensões** a que as peças poderão estar sujeitas.

a) **Meio de esfriamento** — As principais variáveis a serem aqui consideradas são: forma e seção das peças e distorção ou empenamento tolerável. Os meios usualmente empregados na cementação são água ou soluções aquosas e óleo. Os primeiros são os mais drásticos e são empregados quando as peças são de forma simples, ou apresentam seções apreciáveis e também quando o perigo de empenamento é muito pequeno. Além de se caracterizarem pela alta velocidade de esfriamento, esses meios são de baixo custo e facilitam a limpeza final das peças. O óleo é recomendável quando as peças apresentam seções complexas ou finas, as quais são mais propícias ao empenamento ou mesmo à ruptura na têmpera. É evidente que, em qualquer caso, a velocidade de esfriamento deve permitir a obtenção da dureza superficial desejada e as propriedades convenientes de tenacidade e resistência do núcleo. Neste caso, a velocidade crítica de esfriamento do aço ou seja, o tipo de aço a ser usado constitui o fator preponderante. Quando a única exigência é a máxima dureza superficial a escolha recairá num aço de baixo carbono sem ou com teores mínimos de elementos de liga e em água ou, preferivelmente, soluções aquosas como meio de têmpera, desde, é claro, que o formato e as dimensões das peças permitam a utilização desse meio de esfriamento.

Quando o formato e as dimensões das peças sob cementação forem tais que há probabilidade de ruptura ou empenamento pela utilização de um meio drástico de esfriamento, a escolha recairá em óleo, como meio de têmpera, e num aço apresentando teores convenientes de elementos de liga para que sua veloci-

dade crítica de esfriamento produza endurecimento satisfatório devido ao emprêgo do meio de têmpera mais brando. Esses aços, com teores apreciáveis de elementos de liga são também vantajosos sob o ponto de vista de propriedades finais do núcleo.

b) **Tipo e grau de tensões** — As variáveis que aqui entram em jogo são principalmente: espessura e estrutura metalográfica da camada cementada, propriedades mecânicas do núcleo e característicos da zona de transição.

— **camada cementada** — em linhas gerais, pode-se dizer que dois tipos de camadas cementadas são usadas: **hiper-eutetoides** quando se visa em primeiro lugar alta resistência ao desgaste; **eutetoides ou ligeiramente hipo-eutetoides** quando o requisito importante da superfície endurecida é alta tenacidade, visto que um rendilhado de carboneto livre intergranular presente nos aços hiper-eutetoides é mais propício para conferir fragilidade.

No caso da aplicação em que o desgaste é fator importante deve-se também procurar a produção de uma camada com espessura razoável, pois com isso se prolonga a vida das peças.

Sob o ponto de vista de dureza e resistência da camada cementada, a introdução de elementos de liga pouco afeta essas propriedades. Entretanto, os elementos de liga parecem influir no teor de carbono dessa camada assim como na sua profundidade. Assim é que os elementos formadores de carbonetos, principalmente o cromo e o molibdênio (manganês também, se bem que em menor escala), tendem a produzir carbono elevado na superfície; os elementos formadores de ferrita, como o silício e o níquel (êste em altos teores) tendem a produzir baixo carbono. Por outro lado, a espessura da camada cementada e o gradiente de carbono dependem da difusão do carbono, a qual por sua vez é afetada principalmente pela temperatura e pelo tempo. Vários autores admitem também que os elementos de liga possam influenciar a profundidade de cementação e a velocidade de penetração do carbono na superfície.

Outra opinião mais ou menos generalizada é que a tenacidade da camada cementada pode ser melhorada pela presença de certa quantidade de austenita residual. A austenita pode ser retida por têmpera direta em muitos tipos de aços para cementação, principalmente quando o teor de carbono superficial é elevado. A tendência à formação da austenita residual é acentuada por teores mais elevados de elementos de liga (além do carbono mais alto), pela temperatura de têmpera e pelo emprêgo de óleo como meio de esfriamento, em lugar da água.

Lembre-se que a temperatura de revenido para os aços cementados é geralmente baixa — 150° (ou menos) a 175° C — de modo a reter a estrutura martensítica dura; na realidade há passagem da martensita tetragonal à martensítica cúbica. De qualquer modo, as temperaturas mencionadas não são suficientes para eliminar a austenita retida quando esta está presente.

O efeito aparentemente benéfico da austenita retida parece provir do fato dela produzir como que um efeito de amortecimento, o que diminua a criação de tensões internas ou mesmo a formação de verdadeiras fissuras nas agulhas de martensita. Nessas condições, a resistência à fadiga também deverá ser melhorada pela presença de austenita retida. Convém, entretanto, esclarecer que as vantagens ou desvantagens da retenção da austenita ainda estão por ser definitivamente comprovadas.

— **núcleo** — aparentemente deve-se procurar produzir um núcleo o mais possível tenaz. A importância da tenacidade do núcleo parece, entretanto, ter sido exagerada. De fato, nada adianta um núcleo excepcionalmente tenaz, se se tiver produzido uma fissura na camada superficial rica em carbono, pois essa fissura propagar-se-á rapidamente através do núcleo, por mais tenaz que ele seja. Conclui-se que parece ser muito mais importante produzir uma camada cementada muito tenaz e convenientemente suportada. A menor importância que se tem dado à tenacidade do núcleo, tem permitido substituir os aços com 0,1 % de carbono pelos de 0,2 % de carbono, que são mais facilmente usináveis.

— **zona de transição** — o ideal é produzir-se uma zona de transição gradual, a qual proporcionará o melhor suporte para a camada cementada. Duas variáveis afetam a qualidade da zona de transição: difusão e estrutura. Se a difusão é insuficiente, produz-se-á uma zona de transição muito viva, que favorecerá o lascamento da superfície. Com difusão constante, a resistência da zona de transição dependerá da sua estrutura que pode ser ferrita, perlita ou bainita. Quanto maior a endurecibilidade do aço, tanto mais resistente a zona de transição. Uma das razões do emprêgo de aços-liga para a cementação seria essa. Também a adição de boro é muito eficiente na produção de uma zona de transição mais gradual e mais resistente. De fato, o boro, que pouco afeta a endurecibilidade de aços eutetoides ou hiper-eutetoides, é muito eficiente nesse sentido à medida que o carbono diminua, o que se dá exatamente na zona de transição dos aços cementados.

Em resumo: o melhor suporte da camada cementada é dado por uma zona de transição gradual e resistente; sob esse aspecto, quanto maior a endurecibilidade do aço tanto melhor. Daí uma das principais razões de serem empregados aços-liga para a cementação e o motivo pelo qual se tende à utilização de aços com carbono mais elevado; com isso, além de se melhorar o suporte da camada cementada, produz-se também núcleos mais resistentes. A não ser que as condições de serviço exijam uma camada cementada muito espessa, prefere-se camadas relativamente finas, com núcleos de carbono mais elevado, portanto mais resistentes e que dão melhor suporte à superfície endurecida.

2 — **Aços para cementação** — Do exposto acima, verifica-se que a tendência atual na produção de peças cementadas é a utilização de aços-liga. A introdução de elementos de liga, entretanto, quando em teores apreciáveis reflete-se no custo dos aços, além de afetar, tornando mais difíceis, as operações de fundição, forjamento, laminação e tratamentos térmicos. Por êsse motivo, procura-se utilizar, sempre que possível, para as aplicações mais simples, aços-carbono ou, quando necessário, aços de baixo teor em liga, com o carbono mais elevado do que nos aços simplesmente ao carbono. Em certos casos, entretanto, devido às secções e formas das peças cementadas, pode-se ter necessidade de um aço de alta endurecibilidade. Nesse caso, a solução é introduzir elementos de liga em altos teores para garantir o endurecimento máximo.

Os aços para cementação são, portanto, de três tipos :

- a) aços-carbono;
- b) aços-liga de baixo teor em liga;
- c) aços-liga de alto teor em liga.

a) **Aços-carbono para cementação** — O teor normal de carbono nesses aços é 0,08 a 0,25 %, os outros elementos aparecendo nas porcentagens usuais. O tipo padrão é o SAE 1020 empregando-se também a variação com manganês mais alto (0,70 a 1,0 % de Mn) devido a apresentar melhor usinabilidade e à capacidade de carbonetar e endurecer com menor tendência à formação de pontos moles, em relação ao primeiro. O seu tratamento térmico é fácil e perfeitamente controlável. Apesar de não apresentarem uma resistência e uma tenacidade tão boa como as dos aços-liga, êsses aços convenientemente cementados, temperados e revenidos, são capazes de adquirir um núcleo suficientemente tenaz (cuja resistência pode chegar a 70 kg/mm²) combinado a uma superfície carbonetada de grande dureza, o que os torna indicados a uma grande variedade de aplicações, em que o principal requisito é superfície dura e resistente ao desgaste. Exemplos típicos são: pinos, pequenas engrenagens, alavancas, eixo de comando de válvulas, fusos, roletes, pequenos mecanismos, enfim, peças que não estão sujeitas a solicitações severas de outra natureza a não ser desgaste superficial.

b) **Aços-liga de baixo teor em liga** — Êsses aços-liga são os que contêm um total de 1 a 2 % de elementos de liga, como níquel, cromo, molibdênio e manganês, em combinações adequadas. A introdução dêsses elementos confere suficiente endurecibilidade de modo a se obter dureza elevada por têmpera em óleo, além de alta resistência à tração (até 140 kg/mm²) com apreciável ductilidade do núcleo. A resistência do núcleo pode ser ainda melhorada, aumentando-se o teor de carbono até 0,40%.

Os aços de baixo teor em liga mais comumente empregados em cementação correspondem às séries SAE 3100, 4100, 4600 e 6100 e às NE («National Emergency») *, 8000, 8600, 8700 e 9400. Algumas composições típicas, com exemplos de aplicações, são apresentadas na Tabela XVII.

As propriedades mecânicas comparativas no estado tratado termicamente e as temperaturas recomendadas de têmpera para obtenção da máxima tenacidade em pequenas barras cementadas são apresentadas na Tabela XVIII.

c) **Aços-liga de alto teor em liga** — No caso presente a soma total de elementos de liga ultrapassa 2 %; êsses aços apresentam endurecibilidade muito elevada, de modo que o teor de carbono não deve superar 0,25 %.

Com êsses aços consegue-se excepcionais valores de resistência e tenacidade do núcleo, muito importante para certas condições de serviço. Além disso, êles possibilitam a produção de peças cementadas de secção apreciável, apresentando as desejadas propriedades no núcleo. O custo dêsses aços e as maiores dificuldades na sua fabricação e tratamentos térmicos limita o seu uso a casos especiais. A Tabela XIX dá algumas composições típicas com exemplos de aplicações.

A Tabela XX dá as propriedades mecânicas comparativas no estado tratado termicamente e as temperaturas de têmpera recomendadas para obtenção da máxima tenacidade em pequenas barras cementadas.

Durante a última Grande Guerra Mundial, os alemães utilizaram para certas peças muito sujeitas ao desgaste empregadas em armamentos, aços cementados de alto níquel e alto cromo, apesar da grande escassez de níquel existente no seu país. Êsses aços apresentavam 3-1/3 a 4-1/2 de Ni, 1/2 a 1-1/2 % de Cr e 0,05 a 0,20 % de Mo e eram especialmente indicados para as partes sujeitas ao desgaste de metralhadores; em engrenagens cementadas para serviço pesado em motores de avião, utilizavam aços semelhantes, entretanto com Mo até 0,35 %, e níquel reduzido a 2 % e Cr elevado a 2 %. Admite-se que a utilização dêsses aços de alto teor em liga, apesar da escassez de níquel

* Os «Aços de Emergência Nacional» («National Emergency Steels»), usualmente conhecidos abreviadamente por NE, foram desenvolvidos nos E.E.U.U. durante a última Guerra Mundial como um meio de economizar certos elementos de liga escassos e imprescindíveis na fabricação de armamentos e outros materiais estratégicos. Êsses aços, caracterizados por utilizarem simultaneamente vários elementos de liga em teores muito baixos, apresentam boas propriedades de resistência mecânica, resistência ao choque e à fadiga, além de serem fáceis de forjar, laminar, soldar, usinar, possuir boa endurecibilidade, enfim, com características gerais perfeitamente satisfatórias, a ponto de se terem rapidamente formados populares e de continuarem a ser apreciavelmente utilizados mesmo depois de terminada a Guerra.

T A B E L A X V I I
Composições Típicas de Aços-Liga para Cementação com Baixo Teor em Liga

Tipo de aço	COMPOSIÇÃO QUÍMICA, %						V	APLICAÇÕES TÍPICAS
	C	Mn	Ni	Cr	Mo	V		
SAE 3115	0,13 — 0,18	0,40 — 0,60	1,10 — 1,40	0,55 — 0,75	—	—	engrenagens de transmissão de tratores, brocas para perfuração de poços petrolíferos, mancais anti-fricção.	
SAE 3120	0,17 — 0,22	0,60 — 0,80	1,10 — 1,40	0,55 — 0,75	—	—		
SAE 4120	0,17 — 0,22	0,70 — 0,90	—	0,60 — 0,80	0,20 — 0,30	—	coroas, pinhões impulsores, engrenagens de transmissão, etc.	
SAE 4615	0,13 — 0,18	0,45 — 0,65	1,65 — 2,00	—	0,20 — 0,30	—	engrenagens de transmissão e de diferencial de automóveis e tratores, pinos e eixos para aplicações gerais.	
SAE 4620	0,17 — 0,18	0,45 — 0,65	1,65 — 2,00	—	0,20 — 0,30	—		
SAE 6120	0,17 — 0,22	0,70 — 0,90	—	0,70 — 0,90	—	0,10 min	engrenagens de diferencial de camións e tratores, pinos e eixos.	
NE 8020	0,18 — 0,23	1,00 — 1,30	—	—	0,10 — 0,20	—	pinhões impulsores, pinos de pistão, parafusos de braço de direção, eixos de bomba, rebites, etc.	
NE 8620	0,18 — 0,23	0,70 — 0,90	0,40 — 0,70	0,40 — 0,60	0,15 — 0,25	—	parafusos de automóveis, eixo de comando de válvulas, coroas, engrenagens de diferencial, eixos de bomba, engrenagens de redução, engrenagens de máquinas-ferramenta, pinos de pistão, etc.	
NE 8720	0,18 — 0,23	0,70 — 0,90	0,40 — 0,70	0,40 — 0,60	0,20 — 0,30	—		
NE 9420	0,18 — 0,23	0,80 — 1,10	0,30 — 0,60	0,30 — 0,50	0,06 — 0,15	—		

TABELA XVIII

Propriedades Mecânicas de Alguns Aços Cementados de Baixo Teor em Liga

(Adaptada da publicação «National Emergency Steels» da «American Society for Metals», Agosto de 1943)

TIPO DE AÇO	TÊMPERA DIRETA				REAQUECIDO E TEMPERADO				
	Propriedades do núcleo			Camada Cementada Resiliência Izod. kgm	Temperatura de Reaquecimento °C	Propriedades do núcleo			Camada Cementada Resiliência Izod. kgm
	Limite de Resistência kg/mm ²	Limite de Escoamento kg/mm ²	Resiliência Izod. kgm			Limite de Resistência kg/mm ²	Limite de Escoamento kg/mm ²	Resiliência Izod. kgm	
SAE 3120	94,5	73,5	4,4	0,55	815°	91,0	68,5	5,5	0,55
SAE 4120	96,0	73,5	4,8	0,69	855°	84,0	71,5	5,5	0,42
SAE 4620	91,0	70,0	6,2	0,55	815°	84,0	66,5	6,6	0,55
SAE 6120	91,0	77,0	7,6	0,55	815°	84,0	60,0	3,2	0,28
NE 8620	94,0	77,5	7,2	—	837°	88,0	73,0	7,7	—
NE 8720	105,0	84,0	6,2	—	843°	99,5	82,0	—	—
NE 9420	94,5	73,5	5,3	0,42	830°	94,5	73,0	5,3	0,48

TABELA XIX

Composições Típicas de Aços-Liga para Cementação com Alto Teor em Liga

Tipo de Aço	COMPOSIÇÃO QUÍMICA, %					APLICAÇÕES TÍPICAS
	C	Mn	Ni	Cr	Mo	
SAE 2320	0,17 — 0,22	0,40 — 0,60	3,25 — 3,75	—	—	engrenagens de automóveis, pinos, eixos etc.
SAE 2512	0,09 — 0,14	0,45 — 0,60	4,75 — 5,25	—	—	virabrequim de caminhões e aviões, engrenagens de transmissão e diferencial de caminhão, ônibus e tratores.
SAE 3315	0,13 — 0,18	0,45 — 0,60	3,25 — 3,75	1,40 — 1,75	—	pinos de pistão e engrenagens de motores de avião, engrenagens de câmbios pesados etc.
SAE 4320	0,17 — 0,22	0,45 — 0,65	1,65 — 2,00	0,40 — 0,60	0,20 — 0,30	engrenagens de transmissão e diferencial de ônibus e caminhões.
SAE 4820	0,18 — 0,23	0,50 — 0,70	3,25 — 3,75	—	0,20 — 0,30	eixos e engrenagens de transmissão e diferencial de ônibus, caminhões e tratores, eixos e pinos para aplicações gerais, engrenagens, pinos e aplicações semelhantes na indústria aeronáutica.

TABELA XX

Propriedades Mecânicas de Alguns Aços Cementados de Alto Teor em Liga

(Adaptada da publicação «National Emergency Steels» da «American Society for Metals», Agosto de 1943)

TIPO DE AÇO	TÊMPERA DIRETA				Temperatura de Reaquecimento °C	REaquecido e Temperado			
	Propriedades do núcleo			Camada Cementada Resiliência Izod. kgm		Propriedades do núcleo			Camada Cementada Resiliência Izod. kgm
	Limite de Resistência kg/mm ²	Limite de Escoamento kg/mm ²	Resiliência Izod. kgm			Limite de Resistência kg/mm ²	Limite de Escoamento kg/mm ²	Resiliência Izod. kgm	
SAE 2320	105,0	85,5	6,2	1,1	800°	94,5	77,0	6,2	0,69
SAE 2512	122,5	103,5	6,2	1,4	800°	120,5	98,0	7,3	1,11
SAE 3315	145,5	115,5	6,2	1,7	800°	147,0	119,0	5,6	1,38
SAE 4320	126,0	112,0	5,5	1,7	815°	129,5	112,0	7,6	0,97
SAE 4820	127,5	105,0	5,6	1,1	787°	117,0	96,0	7,9	0,83

na Alemanha, era feita tendo em vista que o Ni contribuiria para reter a austenita na superfície cementada, o Cr para conferir penetração de endurecimento e estabilizar a cementita devido à tendência dos aços de alto Ni grafitizarem pelo esfriamento a partir da temperatura de austenitização e o Mo para evitar a fragilidade de revenido.

3 — **Nitretação e Aços para Nitretação** — A nitretação, ou formação na superfície de certos aços de nitretos complexos, origina uma camada superficial não só de dureza excepcionalmente elevada como também de alta resistência ao desgaste, capaz de reter a dureza a temperaturas até da ordem de 500° C e ainda resistente a certos tipos de corrosão. Uma das grandes vantagens da nitretação sobre os outros processos termo-químicos de endurecimento superficial reside no fato dela ser levada a efeito numa faixa relativamente baixa de temperaturas — entre 500 e 550° C (no máximo 650° C) — o que, aliado à ausência de qualquer tratamento térmico posterior, reduz ao mínimo as probabilidades de empenamento das peças. Entretanto, os aços para nitretação são especiais e como tais, de alto preço e os tempos para nitretação são muito longos, de modo que esse processo, para produção em larga escala, exige equipamento de vulto. Verifica-se também certo crescimento do aço na nitretação, o qual, entretanto, pode ser controlado perfeitamente e descontado no projeto e dimensionamento definitivo das peças.

Os aços para nitretação contém, além de teores relativamente elevados de carbono, os seguintes elementos de liga: alumínio, cromo, molibdênio e níquel.

Não há vantagens em se nitretar um aço-carbono comum, pois o nitreto de ferro que se forma, apesar de duro, é muito frágil; o mesmo pode ser dito em relação ao aço só com cromo, o qual, apesar de poder ser nitretado, produz uma camada nitretada que, devido à ausência do alumínio, não é tão dura quanto a que contém aquele metal.

Os teores e os efeitos dos elementos de liga usuais nos aços para nitretação são os seguintes:

— **carbono** — 0,30 a 0,45 % — confere ao aço não só endurecibilidade como também suporte adequado à camada nitretada extremamente dura e muito fina;

— **alumínio e cromo** — 0,85 a 1,20 % e 0,90 a 1,80 % respectivamente — são elementos que formam prontamente nitretos; quanto maior a quantidade desses elementos dissolvidos na ferrita, tanto mais fácil a difusão do nitrogênio e tanto mais espessa a camada nitretada para um tempo de nitretação determinado. Como já foi mencionado acima, a presença de cromo isoladamente não produz os resultados desejados;

— **molibdênio** — 0,15 a 0,45 % — diminui a fragilidade de revenido e confere resistência ao revenido às temperaturas da nitretação. *

— **níquel**, normalmente ausente, é adicionado, em teores de 3,25 a 3,75 %, quando se deseja um núcleo de dureza mais elevada.

Há um tipo de aço — chamada **grafítico** — de alto C (entre 1,25 e 1,50 %) e alto silício (entre 1,25 e 1,50), com cromo, alumínio e molibdênio, que tem apresentado resultados interessantes na nitretação. De fato, a nitretação produz nesse aço uma superfície dura e resistente ao desgaste, contendo depressões ou verdadeiros orifícios originalmente cheios de grafita, de modo que, pelo menos temporariamente, o aço será dotado de uma espécie de lubrificação. Essa estrutura oferece boas possibilidades para emprêgo em superfícies de mancais operando a altas temperaturas devido à retenção de dureza a essas temperaturas elevadas e à presença da grafita.

Os principais tipos de aços para nitretação são conhecidos pelo nome de **Nitralloy** (Tabela XXI).

T A B E L A X X I

Composição de Aços para Nitretação «Nitralloy»

ELEMENTO %	135 (Tipo G)	135 Modificado	N	G R (Grafítico)
C	0,30 — 0,40	0,38 — 0,45	0,20 — 0,27	1,25 — 1,50 (carb. total)
Si	0,20 — 0,40	0,20 — 0,40	0,20 — 0,40	1,25 — 1,50
Mn	0,40 — 0,70	0,40 — 0,70	0,40 — 0,70	0,40 — 0,60
Cr	0,90 — 1,40	1,40 — 1,80	1,00 — 1,30	0,20 — 0,40
Al	0,85 — 1,20	0,85 — 1,20	0,85 — 1,20	1,00 — 1,50
Mo	0,15 — 0,25	0,30 — 0,45	0,20 — 0,30	0,20 — 0,30
Ni	—	—	3,25 — 3,75	—

O aço a ser nitretado além de possuir composição determinada, deve apresentar estrutura adequada. A estrutura que melhor se presta à nitretação é a sorbítica, porque a presença na superfície do aço de carbonetos em emulsão na ferrita contribui para que a camada nitretada formada na nitretação adquira as desejadas qualidades de tenacidade. Essa estrutura sorbítica é obtida por um revenido prévio à nitretação, entre as temperaturas de 590 e 700° C.

* Não há revenido na nitretação; mas devido às temperaturas usadas no processo, poderia ocorrer o fenômeno da fragilidade de revenido, evitado pela presença do molibdênio.

As operações a que geralmente se submete o aço para a fabricação de peças nitretadas são as seguintes:

- recozimento ou normalização;
- têmpera de temperaturas variando de 925° a 955° C, em óleo ou água; prefere-se a água quando as secções têm espessura ou diâmetro superior a 2,5 cm;
- revenido entre 590° e 700° C, dependendo da dureza desejada no núcleo;
- usinagem grosseira;
- usinagem final e retificação;
- nitretação.

Dependendo da temperatura de revenido os valores para as propriedades mecânicas que podem ser obtidos estão representados na Tabela XXII para os aços 135 (que é o mais comum) e 135 Modificado.

T A B E L A X X I I

Propriedades Mecânicas de Aços Nitralloy Temperados e Revenidos

Tipo de Aço	Temperatura de Revenido	Limite de escoamento kg/mm ²	Limite de resistência à tração kg/mm ²	Alongamento em 2" %	Estricção %	Dureza Brinell
135	593°	96,0	108,5	15	52	310
	650°	84,0	96,5	20	58	280
	705°	72,0	84,5	23	62	230
135 Modificado	537°	127,0	144,0	13,2	45,8	415
	593°	115,5	126,5	15,5	54,3	368
	650°	98,5	111,0	17,5	55,8	320
	705°	87,5	101,5	20,5	64,5	285

Os dados acima são relativos a corpos de prova de 2,5 cm de diâmetro para uma composição típica 135 com têmpera em óleo a partir de 955° C e para uma composição típica 135 Mod. com têmpera em óleo a partir de 925° C.

O tipo de aço para nitretação, mais comumente usado é o 135. O 135 Modificado é largamente usado na indústria aeronáutica. De modo geral, as indústrias automobilísticas e aeronáuticas são as que mais empregam aços nitretados. Entre outras, podem ser citadas as seguintes aplicações: virabrequins, camisas de cilindro, eixos de bomba, pinos, etc.

X V I

AÇOS PARA FERRAMENTAS E MATRIZES

1 — **Introdução** — Os aços para ferramentas e matrizes são provavelmente os aços que requerem maior atenção e cuidados sob o ponto de vista de fabricação, desde a fundição até o tratamento térmico final. Isso é perfeitamente justificável, tendo em vista os requisitos que êles devem preencher. De fato, êsses aços, além de terem que apresentar alta dureza e elevada resistência ao desgaste, devem possuir mais os seguintes característicos: endurecibilidade satisfatória, elevada resistência mecânica, elevada resiliência, usinabilidade razoável, resistência ao calor, etc. Não basta, pois, que um aço para ferramenta ou matriz, possua uma dureza superior à do material sob usinagem ou conformação ou que sua resistência ao desgaste seja suficientemente elevada de modo a prolongar a vida da ferramenta o necessário para compensar seu elevado preço de custo; é também indispensável que sua profundidade de endurecimento permita uniformidade de característicos mecânicos através de toda a secção; que resista aos choques inerentes de todas as operações de usinagem e conformação; que seja capaz de absorver energia tanto estática como dinâmica sem aparecimento de falhas; que possua limite elástico ou de escoamento relativamente elevado; que possa ser conformado sem dificuldades especiais; que retenha finalmente as formas e as dimensões às temperaturas por vezes elevadas que se desenvolvem durante as operações de usinagem e conformação.

As altas dureza e resistência ao desgaste são conseguidas através de um alto teor de carbono; no caso mais simples, em que não se adiciona quaisquer outros elementos de liga ou que os teores dêstes são insuficientes para afetar a endurecibilidade, o aço deverá ser temperado em água.

Para aumentar a endurecibilidade e melhorar os outros característicos físicos, adiciona-se elementos de liga em quantidades variáveis; nessas condições o aço poderá ser temperado em óleo ou mesmo ao ar, conseguindo-se obter estrutura inteiramente martensítica mesmo em secções espessas.

Os aços-liga para ferramentas e matrizes foram introduzidos em 1890 por Taylor, um dos pioneiros no estudo e adoção de métodos científicos de administração de emprêsas, e White. Êsse desenvolvimento revolucionou os métodos de corte dos metais, mesmo porque posteriormente Taylor dirigiu as primeiras experiências no sentido de determinar as velocidades de corte, profundidades de corte e os avanços mais convenientes.

2 — **Classificação dos aços para ferramentas e matrizes** — Adotou-se neste trabalho, com algumas modificações, a classificação elaborada pela «Sub-Comissão de Aços-Ferramenta» da

„American Society for Metals». De acôrdo com essa classifica-
ção, êsses aços estão agrupados da seguinte maneira:

I — Aços ao carbono:

- A — Aços-carbono comuns
- B — Aços-carbono-cromo
- C — Aços-carbono-vanádio

II — Aços indeformáveis:

A — De baixa liga e temperáveis em óleo:

- 1 — De baixo manganês
- 2 — De alto manganês
- 3 — Ao tungstênio

B — De baixa liga e temperáveis ao ar:

- 1 — Ao manganês
- 2 — Ao cromo

C — De alta liga e temperáveis em óleo:

- 1 — De alto carbono e alto cromo

D — De alta liga e temperáveis ao ar:

- 1 — Com 1,0% de carbono e alto cromo
- 3 — Com 2,0% " " "
- 2 — Com 1,5% " " "

III — Aços resistentes ao choque:

- A — Ao cromo-vanádio
- B — Ao manganês e baixo silício
- C — Ao manganês e alto silício
- D — Ao tungstênio

IV — Aços para trabalho a quente:

A — Ao cromo:

- 1 — Com 0,65% de carbono
- 2 — Com 0,90% "

B — Ao cromo-molibdênio.

C — Ao cromo-tungstênio:

- 1 — com 5% de Cr e 5% de W
- 2 — com 7,5% de Cr e 7,5% de W

D — Ao molibdênio:

- 1 — baixo Mo
- 2 — alto Mo

- E — Ao tungstênio:
- 1 — com 9% de W
 - 2 — com 12% " "
 - 3 — com 15% " "
 - 4 — com 18% " "

V — **Aços rápidos:**

- A — Ao molibdênio:
- 1 — com vanádio
 - 2 — com baixo tungstênio e 1% de vanádio
 - 3 — com alto tungstênio e 2% " "
 - 4 — com " " e 4% " "
- B — Ao molibdênio e cobalto:
- 1 — baixo tungstênio e 5% de cobalto
 - 2 — " " e 8% " "
 - 3 — alto tungstênio e 5% " "
 - 4 — " " e 8% " "
- C — Ao tungstênio:
- 1 — com 18% de tungstênio e 1% de vanádio
 - 2 — com 18% " " e 2% " "
 - 3 — com 18% " " e 3% " "
- D — Ao tungstênio-cobalto:
- 1 — com 14% de W, 2% de V e 5% de Co
 - 2 — com 18% " " 1% " " e 5% " "
 - 3 — com 18% " " 2% " " e 9% " "
 - 4 — com 20% " " 2% " " e 12% " "

VI — **Aços para ferramenta e matrizes miscelâneos:**

- A — De baixo carbono para matrizes de plásticos ou de fundição sob pressão.
- B — Ao níquel-cromo:
- 1 — de baixo carbono e baixo cromo
 - 2 — de baixo carbono e médio cromo
 - 3 — de alto carbono e baixo cromo
- C — Ao cromo.
- D — Ao níquel-cromo-molibdênio:
- 1 — com 0,70 de C e 0,30 de Mo
 - 2 — com 0,50 " " e 0,30 " "
 - 3 — com 0,55 " " e 0,75 " "
- E — Ao cromo-molibdênio.
- F — Ao cromo-manganês.
- G — Ao cromo-manganês-molibdênio.

VII — Aços-grafíticos:

A — Ao silício.

B — Ao níquel.

C — Ao alumínio.

D — Ao molibdênio.

E — Ao molibdênio-tungstênio

Verifica-se que os elementos de liga mais importantes nos aços para ferramentas e matrizes são os que possuem forte afinidade pelo carbono e têm a tendência a formar carbonetos. Os elementos que se dissolvem na ferrita e tendem a decompor os carbonetos produzindo grafita livre, como o níquel e o silício, só são adicionados em casos especiais.

A atuação dos vários elementos de liga nos aços para ferramentas e matrizes é a seguinte :

— **carbono** — é o elemento essencial, pois é êle que confere dureza e resistência ao desgaste; seu teor geralmente é eutetoide ou hiper-eutetoide pois as partículas de carboneto não dissolvido aumentam grandemente a resistência ao desgaste, prolongando a vida da ferramenta. Entretanto, há também aços para ferramentas com teor de carbono inferior ao eutetoide; de fato a melhora da dureza e da resistência ao desgaste faz-se com sacrifício da ductilidade e da tenacidade, de modo que quando êstes últimos característicos são importantes — no caso de um formão, por exemplo — é-se forçado a baixar o carbono, até cêrca de 0,60 %;

— **silício** — geralmente em teores baixos — sua função é de desoxidante; como se dissolve na ferrita e tende a decompor os carbonetos, nunca é usado sozinho como elemento de liga, a não ser que se procure propositadamente formar grafita livre (aços grafíticos); em combinação com o manganês, melhora apreciavelmente o limite de fadiga;

— **manganês** — adicionado devido suas propriedades desoxidantes, melhora também a endurecibilidade e como produz a queda da temperatura e do teor de carbono do eutetoide contribue para diminuir a fragilidade para uma mesma dureza;

— **cromo** — dissolve-se tanto na ferrita como forma carbonetos; refina e reforça a ferrita, melhora a dureza e contribue para a estabilidade dos carbonetos. Devido sua ação simultânea na ferrita e em carbonetos, a melhora da dureza é realizada sem aumento da fragilidade;

— **vanádio** — atua como desoxidante e impede o crescimento do grão da austenita; no mais, atua mais ou menos como o cromo;

— **tungstênio** — é essencialmente um formador de carbonetos, melhorando a dureza do aço. Talvez sua ação mais importante seja a de conferir ao aço grande estabilidade a altas temperaturas, produzindo a chamada «**dureza a quente**», de grande importância nas ferramentas operando a velocidades apreciáveis;

— **molibdênio** — dissolve-se na ferrita e também tende a formar carbonetos, sem que esta última tendência seja tão pronunciada como no caso do cromo e do tungstênio. Usa-se o molibdênio como um substituto parcial para o tungstênio — condição importante no caso da falta deste. A prática mostra que apenas a metade da quantidade de molibdênio, em relação à de tungstênio, produz propriedades comparáveis (por exemplo, 6% Mo + 5% W equivalem a 18% de W);

— **cobalto** — confere maior resistência ao desgaste apesar de prejudicar a tenacidade; é o único elemento de liga que diminui a endurecibilidade; mas esse efeito não é muito significativo nos aços para têmpera ao ar, onde o cobalto é comumente usado.

3 — **Aços-carbono para ferramentas (Tabela XXIII)** — Os aços apresentando o carbono como principal elemento de liga são os mais simples dentre os utilizados em ferramentas. São, na realidade, esses os aços mais generalizados nas formas mais comuns e leves de usinagem. Neles, a tenacidade é garantida pela manutenção de uma granulação fina.

A escolha do tipo apropriado de aço-carbono para ferramenta depende, evidentemente, das condições de serviço. Geralmente os diversos tipos são classificados pela porcentagem de carbono e de acordo com o teor desse elemento, pode-se estabelecer uma escala, como se vê abaixo, correspondendo à tenacidade e dureza do aço :

0,50 %	C	— simplesmente tenaz;
0,60 %	C	— muito tenaz, com característicos adequados para têmpera e revenido; resistente ao choque;
0,70 %	C	— tenacidade excelente e gume cortante; resistente ao choque;
0,80 %	C	— tenaz e resistente ao choque;
0,90 %	C	— gume cortante satisfatório aliado a boa tenacidade;
1,00 %	C	— gume cortante e tenacidade aproximadamente idênticos;
1,20 %	C	— grande dureza aliada a certa tenacidade;
1,30 %	C	— grande dureza no gume cortante; a tenacidade é menos importante;
1,40 %	C	— o primeiro requisito é grande dureza no gume cortante; a tenacidade é secundária.

TABELA XXIII

Aços-Carbono para Ferramentas

TIPO	COMPOSIÇÃO, %					TEMPERA					CARACTERÍSTICOS GERAIS				
	C	Mn	Si	Cr	V	Temperatura °C	Meio	Profundidade de endurec.	Propriedade de deformabilidade	Tenacidade	Resistência ao desgaste	Resistência ao amolecimento pelo calor	Usinabilidade		
I A	0,60 — 1,40	0,25	0,25	—	—	760	Água	Pequena	Pequena	Bôa	Regular a Bôa	Pequena	Exce-lente		
I B	0,60 — 1,40	0,25	0,25	0,20 — 0,75	—	α	ou Sal-moura	Pequena	Pequena	Bôa	Regular a Bôa	Pequena	Exce-lente		
I C	0,60 — 1,40	0,25	0,25	—	0,20 — 0,50	900		Pequena	Pequena	Bôa	Regular a Bôa	Pequena	Exce-lente		

Assim sendo, as aplicações dos vários tipos de aço-carbono para ferramentas são as seguintes :

— **aços com carbono até 0,80 %** — martelos, ferramentas de ferreiro, matrizes para forjamento a quente em matriz, etc. — ou seja, emprêgos onde se exige grande tenacidade aliada a conveniente dureza, além de alta resistência ao choque;

— **aços com carbono de 0,80 a 1,00 %** — formões, punções, ferramentas pneumáticas, lâminas de tesoura, matrizes para estampagem profunda, etc. — ou seja, emprêgo onde se exige superfície dura com considerável tenacidade, além de certa resistência ao desgaste e bôa resistência ao choque;

— **aços com carbono de 1,00 a 1,20 %** — frezas, mandrís, matrizes para corte, embutimento, navalhas, etc. — ou seja, aplicações em que é essencial gume cortante de grande dureza, além de bôa resistência ao desgaste;

— **aços com carbono de 1,20 a 1,40 %** — ferramentas de tornos, plainas, brocas, limas, matrizes para cunhagem, estiramento, etc. — ou seja, emprêgos em que se exige gume cortante de máxima dureza e máxima durabilidade, além de alta resistência ao desgaste.

A introdução do cromo em baixos teores nos aços-carbono para ferramentas tem duas finalidades: aumentar ligeiramente a profundidade de endurecimento e melhorar ligeiramente a resistência ao desgaste. O vanádio irá melhorar ligeiramente a tenacidade.

Para os aços-carbono utilizados em ferramenta, as curvas em C têm a forma da Figura 50, representativa de um aço com 1,12 % de carbono. Verifica-se que tais aços devem ser resfriados rapidamente até 500° C para evitar a formação de perlita fina.

4 — **Aços indeformáveis** (Tabela XXIV) Na prática não existe aços que sejam absolutamente indeformáveis, pois todos êles, durante a têmpera, sofrem alterações na forma, nas dimensões, etc. Os aços para ferramentas chamados «indeformáveis» são os menos sujeitos a essas variações, razão pela qual sua principal utilização é feita em ferramentas e matrizes para trabalho a frio onde é imprescindível rigorosa conservação da forma e dimensões. Para melhor garantia dessa inalterabilidade evita-se, no tratamento de têmpera, esfriamento em água, recomendando-se, pois, a têmpera em óleo ou ao ar. As aplicações mais importantes dêsses aços, através dos seus vários tipos representados na Tabela XXIV são: matrizes para os mais diversos fins, como estampagem profunda, estiramento e trefilação, cunhagem, para tirar rebarbas, rosqueamento, matrizes para plásticos, diversos tipos de ferramentas, tais como punções, brochas, alargadores, lâminas

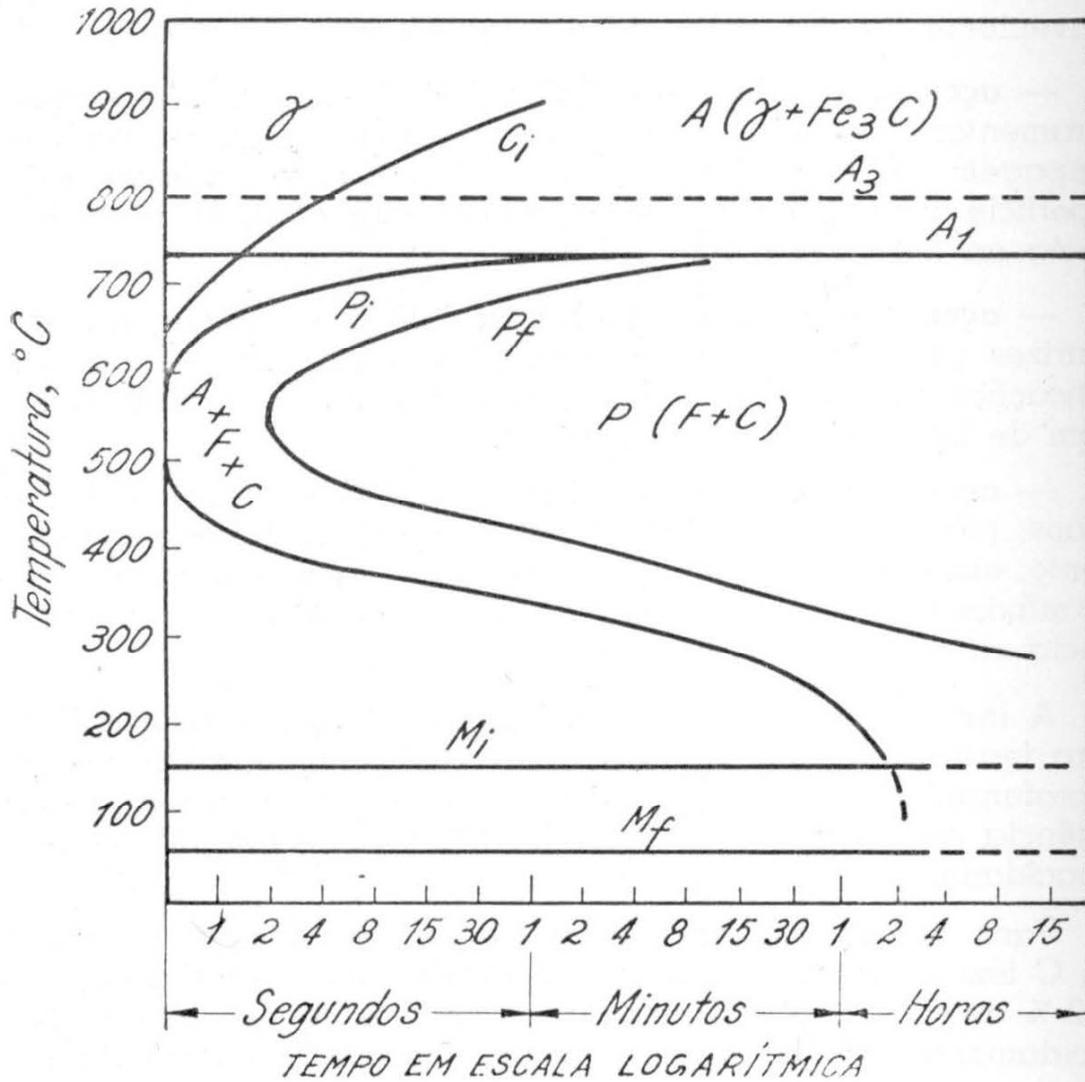


FIG. 50 — Curva em C para aço com 1,12 % de carbono.

de tesoura, ferramentas para corte de madeira, calibres, e certas peças de máquinas-ferramenta. A profundidade de endurecimento desses aços é geralmente grande. Quanto à sua resistência ao desgaste, verifica-se que ela varia de boa a excelente, os melhores tipos nesse sentido sendo os que apresentam maior quantidade de carbonetos, por exemplo II C1 e II D3 onde não só o carbono é elevado, como também o teor de elementos de liga é apreciável. A usinabilidade varia com o teor de ligas

TABELA XXIV

Aços Indeformáveis

TIPO	COMPOSIÇÃO, %								TEMPERA					CARACTERÍSTICOS GERAIS				
	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co	Ni	Temperatura °C	Meio	Profundidade de endurec.	Propriedade de In- deformabi- lidade	Tenaci- dade	Resis- tência ao des- gaste	Resis- tência ao amo- lecimen- to pelo calor	Usina- bilidade	
II A1	0,90	1,20	0,25	0,50	0,20 *	0,50	—	—	—	790 — 815	Óleo	Média	Muito bóia	Regu- lar	Bóia	Peque- na	Bóia	
A2	0,90	1,60	0,25	0,35 *	0,20 *	—	0,30 *	—	—	760 — 805	—	—	—	—	—	—	—	
A3	1,20	0,25	0,25	0,50	0,25	1,75	0,25 *	—	—	855 — 885	—	—	—	—	—	—	—	
II B1	0,90	2,50	0,30	1,50	—	—	1,00	—	—	790 — 870	Ar	Gran- de	Exce- lente	Regu- lar	Peque- na	Regu- lar	Regu- lar	
B2	1,00	0,50	0,25	5,00	0,50 *	—	1,00	—	—	925 — 985	—	—	—	—	—	—	—	
II C1	2,15	0,35	0,35	12,00	1,00 *	1,00 *	—	—	0,50 *	955 — 995	Óleo	Gran- de	Muito bóia	Regu- lar	Exce- lente	Peque- na	Peque- na	
II D1	1,00	0,35	0,35	12,00	0,50 *	—	0,89	—	1,00 *	970 — 1010	Ar	Gran- de	Exce- lente	Peque- na	Exce- lente	Regu- lar	Peque- na	
D2	1,50	0,35	0,35	12,00	0,50 *	—	0,80	3,50 *	—	985 — 1040	—	—	—	—	—	—	—	
D3	2,15	0,35	0,35	12,00	0,50 *	—	0,80	—	—	985 — 1025	—	—	—	—	—	—	—	

* Elemento opcional. Os aços têm propriedades satisfatórias com ou sem esses elementos.

presentes: os mais usináveis, aqueles cuja usinabilidade pode ser comparada à dos aços-carbono para ferramentas são os que possuem pequena quantidade de elementos de liga. A seleção do tipo mais adequado dependerá principalmente da resistência ao desgaste desejada e da alteração de forma e dimensões esperadas na têmpera. A tenacidade e a usinabilidade, além da resistência ao desgaste, podem também constituir fatores ponderáveis, assim como o custo e a facilidade de fabricação. No caso, por exemplo, dos aços II D, de alto cromo, na escolha dentre eles, a usinabilidade e a tenacidade devem ser levadas em conta, pois ao passo que o tipo II D3 tem maior resistência ao desgaste, os tipos II D1 e II D2 são mais tenazes e possuem melhor usinabilidade.

A curva TTT de um aço indeformável pertencente ao grupo de alto teor em manganês é a mostrada na Figura 22 (pág. 35).

Pode-se notar a influência desse elemento sobre a posição das curvas em C, permitindo endurecimento uniforme em grande secções, o que é particularmente vantajoso no caso de matrizes de dimensões apreciáveis.

Os aços de alto carbono e alto cromo, principalmente os tipos II C1, II D2 e II D3, além do tipo II B2 (alto cromo e temperável ao ar) são suscetíveis de apresentarem retenção da austenita, se a têmpera for realizada de temperaturas acima das recomendadas na Tabela XXIV. A dureza resultante poderá apresentar valores baixos e, além disso, no revenido subsequente em torno de 540° C, poderá surgir o fenômeno da «dureza secundária», o qual será abordado com maiores pormenores no estudo dos aços rápidos, onde aquele fenômeno é usual.

O revenido dos aços indeformáveis deve ser levado a efeito mediante um aquecimento lento até a temperatura especificada, a qual varia de 160° a 260° para os tipos II A1, II A2 e II B1, de 175° a 290° C para o tipo II A3 e de 175° a 540° C para os tipos restantes, devendo, entretanto, ser chamada a atenção para o fato de que a temperatura de 540° C só é utilizada quando a temperatura de têmpera é elevada.

5 — Aços resistentes ao choque para ferramentas (Tabela XXV) — São esses, aços de médio carbono e podem apresentar alto silício, alto manganês, cromo, vanádio, tungstênio e molibdênio em baixos teores. São aços tenazes, duros, com boa resistência à fadiga, conjunto de característicos que os torna indicados em aplicações para suportar choques, como punções, cinzeis, ferramentas pneumáticas, talhadeiras, matrizes e punções para corte, cunhagem, etc...

As temperaturas de têmpera e os meios de esfriamento são dados na Tabela XXV. As temperaturas de revenido variam de 150° a 425° C para os tipos III A, III B e III C e 205° a 540° C para os tipos III D e III E.

6 — **Aços para trabalho a quente** (Tabela XXXVI) — Todos êsses aços apresentam cromo como elemento de liga. No caso do teor dêsse elemento ser relativamente elevado, como os tipos A1, A2, B, C1 e C2, é conveniente temperar-se ao ar, sobretudo sendo também alto o carbono, pois em óleo poderão fissurar. A introdução de molibdênio melhora apreciavelmente as características de endurecibilidade ao ar a tal ponto que, em muitos casos, é preciso usar-se uma temperatura de revenido muito mais elevada que a usada para as outras composições.

Os aços para trabalho a quente em que o cromo é o principal elemento de liga (como A1, A2 e B) apresentam resistência mecânica e ao desgaste médias. Sua indeformabilidade é satisfatória até temperaturas da ordem de 315° C.

Quando se introduz tungstênio, desde 3 % até 19 % mantendo-se o cromo médio e o carbono relativamente baixo, além de vanádio sempre presente, (tipos E1 a E4) as temperaturas de utilização no trabalho a quente podem subir a cerca de 600° C. Nesses aços, quanto maior o carbono, menor a ductilidade e quanto maior o tungstênio tanto maior a dureza a quente: nessas condições êsses aços só são recomendáveis para temperaturas acima de 540° C quando o tungstênio fôr superior a 12 %. O vanádio aparentemente melhora a resistência à fadiga e contribue para aumentar a resistência ao amolecimento a altas temperaturas.

Os aços contendo teores idênticos de cromo e tungstênio (tipos C1 e C2) são usados para aplicações em que as temperaturas de trabalho não devam ultrapassar 370° C. O Cr e o W nos teores mais elevados (6,5 a 7,5 %) conferem maior dureza sobretudo a quente. Os aços com êsses elementos nos teores mais baixos (5 a 6 %) apresentam melhor resistência ao choque. O vanádio, elemento opcional, melhora a resistência à fadiga.

Devido aos característicos acima expostos, os aços do grupo IV, para trabalho a quente, são empregados nas seguintes aplicações:

— aplicações gerais de trabalho a quente onde as temperaturas de operação não são excessivamente altas, como em certas ferramentas e matrizes utilizadas no forjamento a quente — tipos A, B e C (C1);

— para operação em alta temperatura onde se requer máxima dureza a quente e máxima resistência ao amolecimento, como blocos e dispositivos para matrizes a quente (forjamento, prensagem, fundição por gravidade ou sob pressão, moldes para materiais plásticos, etc.) — tipos E — E1, E2 e E3 — para blocos de matrizes, punções e punções de tirar rebarbas a quente, lâminas de tesoura para corte a quente e E4 para moldes de materiais plásticos; o tipo C1, com Cr e W mais baixos, também é utilizado em matrizes e em punções para tirar rebarbas a quente.

TABELA XXV
Aços para Ferramentas resistentes ao Choque

TIPO	COMPOSIÇÃO, %								TEMPERA				CARACTERÍSTICOS GERAIS				
	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co	Ni	Temperatura °C	Meio	Profundidade de endurec.	Propriedade de in- deformabi- lidade	Tenaci- dade	Resis- tência ao des- gaste	Resis- tência amo- lecimen- to ao calor	Usina- bilidade
III A	0,50	0,60	0,25	1,00	0,20	—	—	—	—	815 a 843 870 a 927	Água ou óleo	Média	Pobre a Regu- lar	Muito bôa	Regu- lar	Regu- Peque- na	Bôa
B	0,55	0,40	1,00	—	0,25 *	—	0,50	—	—	843 a 900	Água ou óleo	Média	Pobre	Exce- lente	Regu- lar	Regu- lar	Regu- lar
D	0,55	0,80	2,00	0,30 *	0,25 *	—	0,40 *	—	—	870 a 927	—	Média	Regu- lar	Exce- lente	Regu- lar	Regu- lar	Regu- lar
C	0,55	0,25	0,25	1,25	0,25 *	2,50	0,50 *	—	—	900 a 982 900 — 927	Óleo	Média	Regu- lar	Muito bôa	Regu- lar	Regu- lar	Regu- lar
E	0,55	0,25	1,00	1,25	0,25 *	2,50	0,50 *	—	—	—	Óleo	Média	Regu- lar	Muito bôa	Regu- lar	Regu- lar	Regu- lar

* Elemento opcional. Os aços têm propriedades satisfatórias com ou sem esses elementos.

TABELA XXVI

Aços para Trabalho a Quente

TIPO	COMPOSIÇÃO, %								TEMPERA					CARACTERÍSTICOS GERAIS			
	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co	Ni	Temperatura °C	Meio	Profundidade de endurec.	Propriedade de In-deformabilidade	Tenacidade	Resistência ao desgaste	Resistência amolecimento ao calor	Usabilidade
IV A1	0,65	0,30	0,30	4,00	0,75	—	0,50	—	—	955 a 1010	Ar	Grande	Bôa	Regu-lar	Bôa	Regu-lar	Regu-lar
A2	0,90	0,30	0,30	4,00	0,75*	—	0,50*	—	—								
B	0,35	0,30	1,00	5,00	0,40*	1,25*	1,50	—	—	985 a 1040	Ar	Grande	Bôa	Regu-lar	Bôa	Regu-lar	Regu-lar
C1	0,40	0,30	1,00	5,00	0,40*	5,00	—	—	—	985 a 1040	Ar	Grande	Bôa	Regu-lar	Bôa	Bôa	Regu-lar
C2	0,45	0,60	1,50	7,50	0,40*	7,50	—	—	—	1120 a 1175	Ar	Grande	Bôa	Regu-lar	Bôa	Bôa	Regu-lar
D1	0,40	0,25	0,50	3,75	0,75	1,00	5,75	—	—	1065 a 1230	Ar ou Óleo	Grande	Bôa	Regu-lar	Bôa	Bôa	Regu-lar
D2	0,60	0,25	0,25	3,75	1,10	1,50	8,50	—	—								
E1	0,30	3,50	0,25	0,25	0,50*	9,00	—	—	—	1090 a 1175	Ar ou Óleo	Grande	Bôa	Regu-lar	Bôa	Bôa	Regu-lar
E2	0,40	0,25	0,25	2,50	0,50	12,00	—	—	—	1090 a 1205	Ar ou Óleo	Grande	Bôa	Regu-lar	Bôa	Bôa	Regu-lar
E3	0,40	0,25	0,25	3,00	0,50	15,00	3,00*	—	2,00*	1090 a 1205	Ar ou Óleo	Grande	Bôa	Regu-lar	Bôa	Bôa	Regu-lar
E4	0,50	0,25	0,25	4,00	1,00	18,00	—	—	—	1175 a 1230	Ar ou Óleo	Grande	Bôa	Regu-lar	Bôa	Bôa	Regu-lar

* Elemento opcional. Os aços têm propriedades satisfatórias com ou sem esses elementos.

ou em outros tipos de ferramentas para forjamento a quente, porque é o mais resistente ao choque;

— para moldes para fundição — tipo E1 para moldes para fundição por gravidade e tipo B para moldes para fundição sob pressão de ligas a base de cobre, alumínio ou magnésio.

7 — **Aços rápidos** (Tabela XXVII) — Os aços rápidos mais famosos e populares são os pertencentes aos grupos VC e VD, em que o tungstênio aparece como principal elemento de liga, em teores de 14 a 20 %. O grupo VC compreende os tipos 18-4-1, 18-4-2 e 18-4-3, números representativos dos teores respectivamente de W, Cr e V. O carbono nesses aços é mantido entre os limites 0,70 e 1,0 %. O tipo VC1 (18-4-1) é utilizado para aplicações gerais de corte; o maior teor de vanádio dos tipos VC2 e VC3 torna-os mais resistentes ao desgaste, melhorando o rendimento de corte.

A introdução do cobalto (tipos VD) melhora ainda mais a eficiência de corte, sobretudo na usinagem de materiais muito duros. Esses aços apresentam alta dureza a quente e excelente resistência à abrasão; são, entretanto, mais frágeis que os aços rápidos sem cobalto, de modo que não são recomendados para ferramentas com gume cortante muito fino ou para corte de acabamento. Sua utilização principal faz-se em ferramentas para operações de corte pesadas. Os aços rápidos ao cobalto são também mais suscetíveis à descarbonetação, mesmo durante o pré-aquecimento para a têmpera, de modo que as precauções no tratamento térmico devem ser maiores nesses aços.

Nos aços rápidos usuais pode-se substituir grande parte do tungstênio por molibdênio em teores de 4,5 a 8,5 % originando-se assim os tipos VA e VB. A substituição é feita com objetivo econômico pois o Mo é de menor preço que o W e, além disso, seu teor, para os mesmos efeitos, pode ser cerca da metade do teor de tungstênio. No grupo VA, os três primeiros tipos, VA1, VA2 e VA3 são utilizados em aplicações gerais de corte; o tipo VA4 apresenta resistência à abrasão muito elevada, de modo que é particularmente indicado para operações leves de usinagem ou para usinagem de materiais abrasivos.

Os aços do grupo VB são utilizados em aplicações especiais onde se exige uma dureza a quente excepcional a altas temperaturas, como, por exemplo, na usinagem de ligas fundidas duras e aços temperados.

Esses aços caracterizam-se, como seria de esperar, por serem muito difíceis de tratar termicamente e exigirem ainda maior controle e cuidados nas operações de têmpera e revenido.

O principal característico dos aços rápidos, de qualquer dos grupos acima, é a capacidade de retenção da dureza às temperaturas elevadas que se desenvolvem em serviço.

TABELA XXVII

Aços Rápidos

TIPO	COMPOSIÇÃO, %								TEMPERA					CARACTERÍSTICOS GERAIS			
	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co	Ni	Temperatura °C	Meio	Profundidade de en- durec.	Propriedade de In- deformabi- lidade	Tenaci- dade	Resis- tência ao des- gaste	Resis- tência amo- lecimen- to ao calor	Usina- bilidade
V A1	0,85	0,30	0,25	4,00	2,00	—	8,00	—	—	1175 α 1218	Óleo,	Gran-	Bôa	Baixa	Muito	Muito	Regu-
A2	0,80	0,30	0,25	4,00	1,00	1,50	8,50	—	—	1175 α 1218	Ar e	de	Bôa	Baixa	Muito	Muito	Regu-
A3	0,85	0,30	0,25	4,00	2,00	6,25	5,00	—	—	1205 α 1250	Banho	de	Bôa	Baixa	Muito	Muito	Regu-
A4	1,20	0,30	0,25	4,00	4,00	6,00	4,50	—	—	1205 α 1230	de Sal		Bôa	Baixa	Muito	Muito	Regu-
B1	0,85	0,30	0,25	4,00	1,00	1,50	8,50	5,00	—	1205 α 1230	Óleo,	Gran-	Bôa	Baixa	Muito	Muito	Regu-
B2	0,85	0,30	0,25	4,00	2,00	1,50	8,50	8,00	—	1205 α 1230	Ar e	de	Bôa	Baixa	Exce-	Exce-	Regu-
B3	0,85	0,30	0,25	4,00	2,00	6,25	5,00	5,00	—	1205 α 1230	Banho		Bôa	Baixa	Muito	Muito	Regu-
B4	0,84	0,30	0,25	4,00	2,00	6,25	5,00	8,00	—	1205 α 1250	de Sal		Bôa	Baixa	Muito	Muito	Regu-
C1	0,70	0,30	0,25	4,00	1,00	18,00	—	—	—	1260 α 1300	Óleo,	Gran-	Bôa	Baixa	Muito	Muito	Regu-
C2	0,85	0,30	0,25	4,00	2,00	18,00	0,75	—	—	1275 α 1300	Ar e	de	Bôa	Baixa	Muito	Muito	Regu-
C3	1,00	0,30	0,25	4,00	3,00	18,00	—	—	—	1230 α 1275	Banho		Bôa	Baixa	Muito	Muito	Regu-
D1	0,80	0,30	0,25	4,00	2,00	14,00	0,75	5,00	—	1275 α 1300	Óleo,	Gran-	Bôa	Baixa	Muito	Muito	Regu-
D2	0,75	0,30	0,25	4,00	1,00	18,00	0,75	5,00	—	1287 α 1315	Ar e	de	Bôa	Baixa	Muito	Muito	Regu-
D3	0,80	0,30	0,25	4,00	2,00	18,00	0,75	9,00	—	1287 α 1315	Banho		Bôa	Baixa	Muito	Muito	Regu-
D4	0,80	0,30	0,25	4,00	2,00	20,00	0,75	12,00	—	1287 α 1315	de Sal		Bôa	Baixa	Muito	Muito	Regu-

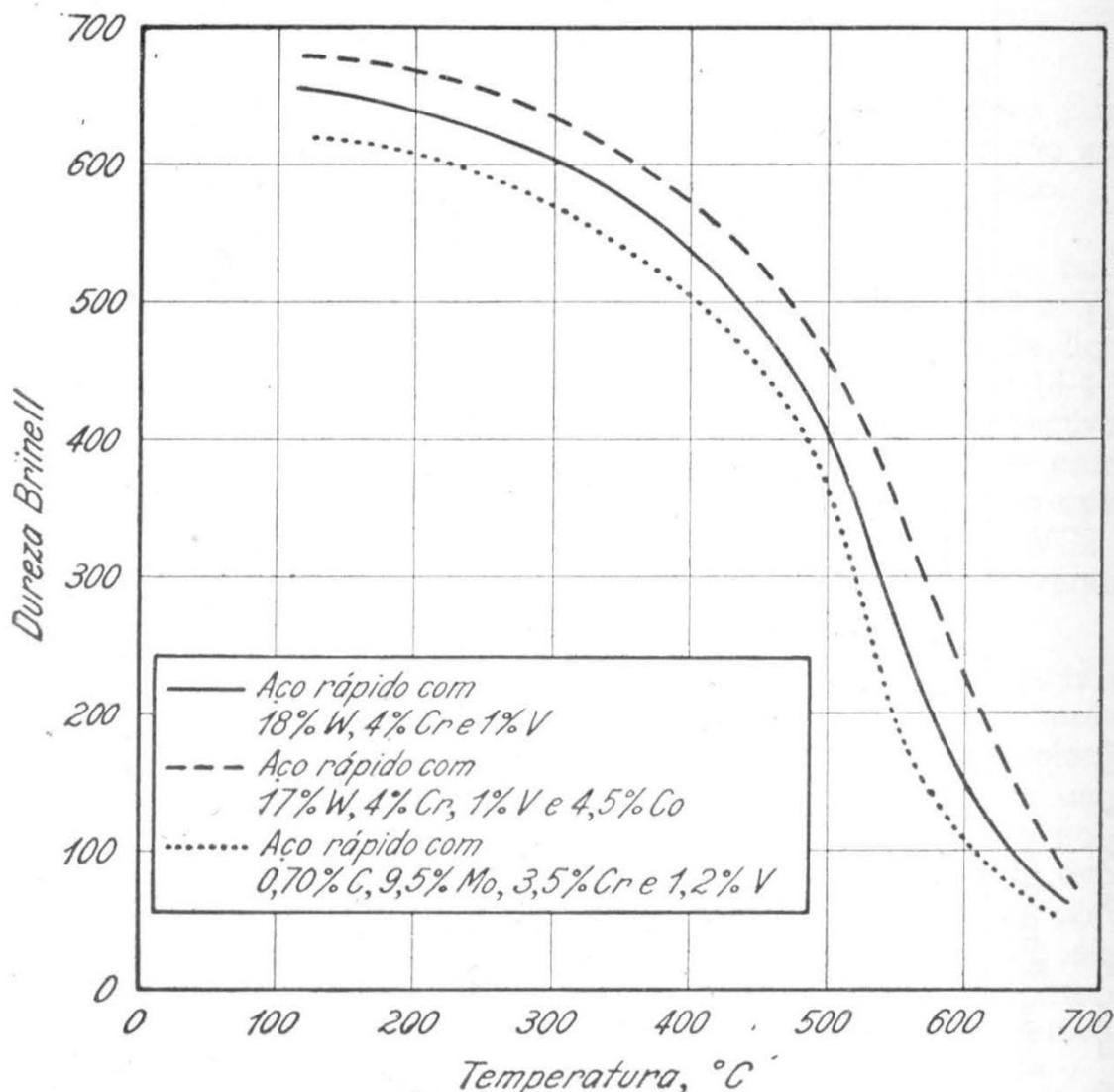


FIG. 51 — Dureza a quente de três tipos de aço rápido.

O gráfico da Figura 51 mostra o comportamento dos aços rápidos ao tungstênio, ao tungstênio-cobalto e ao molibdênio às diferentes temperaturas de serviço.

A alta dureza a quente dos aços rápidos evita o rápido amolecimento do gume cortante da ferramenta pelo calor desenvolvido durante as operações de corte, as quais podem apresentar tais velocidades e profundidades de corte a ponto de aquecer a ferramenta quase que ao rubro.

Nos aços rápidos é indispensável a presença de partículas de carbonetos livres, os quais, por outro lado, devem permanecer estáveis a altas temperaturas. Os carbonetos nesses aços são carbonetos duplos, dos tipos $(Fe_3W_3)C$ ou $(Fe_3Mo_3)C$. A fórmula geral pode ser escrita $(Fe, W, Mo, Cr)_6C$. Quando 6 átomos de tais metais se combinam com um átomo de carbono, o carboneto duplo formado é muito mais resistente ao calor do que o cimento com outros elementos formadores de carbonetos além do Fe. Em outras palavras, a fórmula $(Fe, W, Mo, Cr)_6C$ é muito mais desejável do que a fórmula $(Fe, Cr, Mn, Mo)_3C$.

— **Curvas TTT dos aços rápidos** — A Figura 52 mostra como se apresentam as curvas em C para um aço rápido. Verifica-se notável deslocamento do cotovelo das curvas, na zona correspondente à formação da perlita fina, para cima (a cerca de 780° C) e para a direita (600 segundos aproximadamente). Além disso, nota-se um intervalo de temperatura de cerca de 600° C a cerca de 350° C, no qual não há indícios de transformação da austenita metaestável, mesmo quando mantida nessa faixa de temperaturas por um período de semanas. Entretanto, pode ocorrer precipitação de carbonetos (linha C_i) se a austenita fôr mantida nessas temperaturas e tal fato pode afetar as temperaturas M_i e M_f e

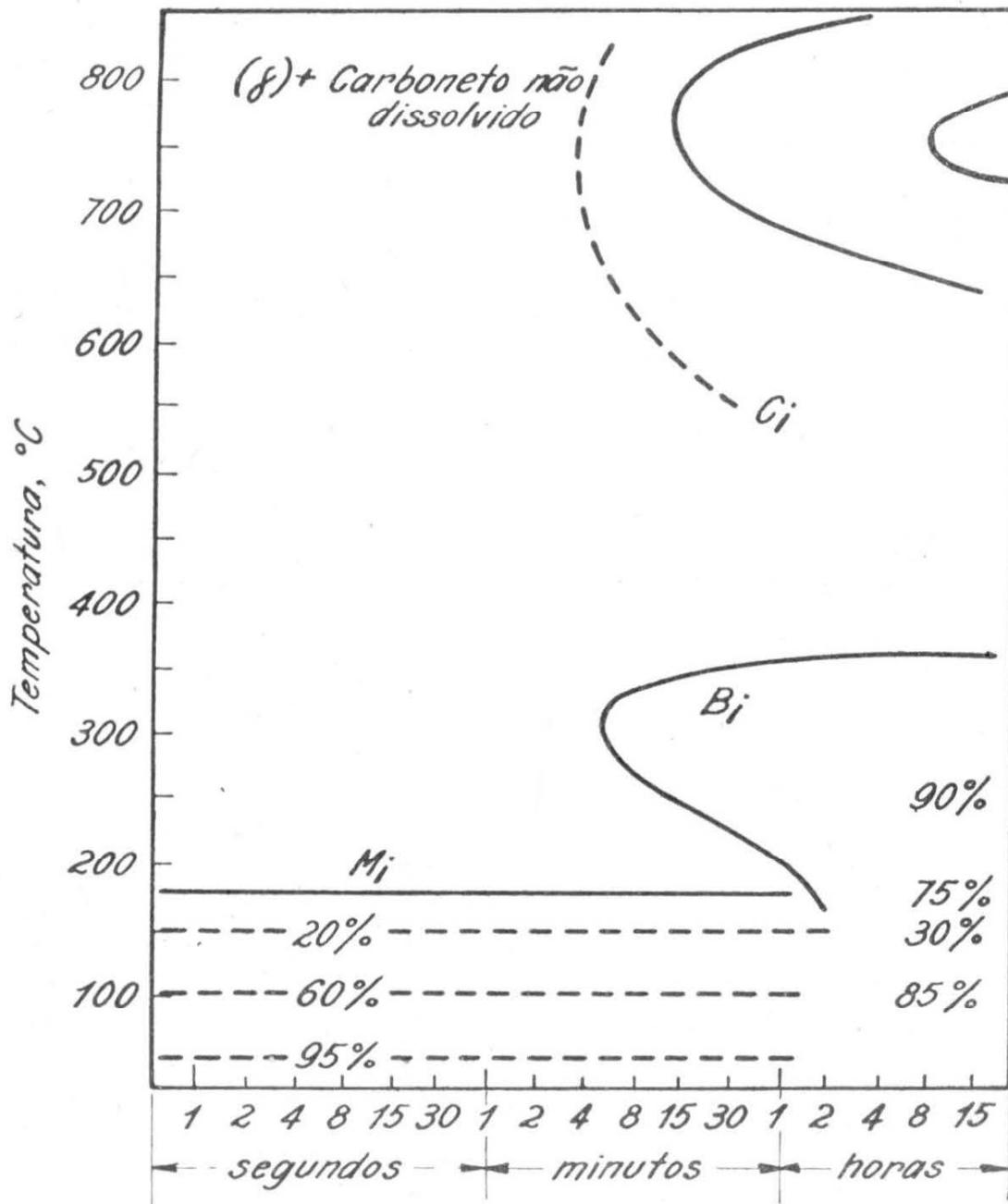


FIG. 52 — Diagrama de transformação isotérmica para aço rápido 18-4-1 austenitizado a 1200° C.

as propriedades do aço. Diagramas desse tipo permitem a chamada «têmpera a quente» (tratamento semelhante à martêmpera): isto é, o aço depois de austenitizado e esfriado num banho de sal a cerca de 550-500° C é aí mantido até que a temperatura se uniformize, esfriando-se em seguida em óleo, o que diminui as probabilidades de empenamento e de choque térmico, em relação à têmpera em óleo, além de apresentar certas vantagens econômicas, sobre a têmpera ao ar, pois neste último caso é preciso esperar que o aço esfrie até quase a temperatura ambiente para que se possa realizar o revenido.

— **Tratamentos térmicos dos aços rápidos** — A Tabela XXVII mostra as temperaturas e os meios de têmpera dos aços rápidos. Todos os tipos de aço rápido exigem um aquecimento para a têmpera muito controlado, principalmente tendo em vista a necessidade de se evitar qualquer descabonetação. Para isso, o forno ideal é o banho de sal; estes banhos, entretanto, exigem tratamento contínuo. Para tratamento intermitente, resultados satisfatórios são obtidos com fornos de atmosfera controlada.

O aquecimento é dividido em dois estágios: um pré-aquecimento e o aquecimento a alta temperatura. Muitas vezes, para ferramentas de grandes dimensões, pode ser conveniente um duplo pré-aquecimento.

As temperaturas de pré-aquecimento são as seguintes:

— 730 a 825° C, quando o forno é do tipo de atmosfera controlada, ou entre 825 e 843° C, quando o forno é do tipo de banho de sal — para os aços VA e VB.

Se se usar duplo pré-aquecimento, nesses dois grupos de aços, aquece-se num 1º forno mantido entre 540 e 593° C e em seguida num outro à temperatura entre 825 e 843° C.

— 825° a 870° C, para os aços VC e VD. Também neste caso pode ser necessário um pré-aquecimento duplo, levado a efeito nas faixas de temperaturas 593 a 650° C e 825 a 870° C respectivamente.

Os aços rápidos, depois de cuidadosamente pré-aquecidos, são rapidamente colocados nos fornos para o aquecimento final, cujas temperaturas estão indicadas na Tabela XXVII. O tempo à temperatura final deve ser o mais curto possível de modo a restringir o crescimento de grão.

O resfriamento é feito em óleo, banho de sal ou ao ar. Os dois primeiros meios são mais usuais. No caso do banho de sal, as ferramentas, depois de terem a sua temperatura uniformizada no referido banho, são esfriadas ao ar. Usa-se também, em ferramentas grandes, para diminuir as tensões e prevenir fissuração, um resfriamento em óleo interrompido: a ferramenta

é esfriada em óleo até perder a côr (cêrca de 540° C) e em seguida ao ar.

Quando é necessário proceder-se ao endireitamento da ferramenta, o mesmo deve ser executado logo após a têmpera, entre as temperaturas de 425° e 205° C. Logo em seguida, o material é revenido.

As temperaturas de revenido são as seguintes :

- 540° C a 620° C para os grupos VA e VB;
- 540° C a 590° C para os grupos VC e VD.

A permanência a essas temperaturas deve ser de duas horas no mínimo. O esfriamento subsequente é feito ao ar.

Para máxima tenacidade, recomenda-se a repetição dêsse revenido.

— **Dureza secundária** — Os aços rápidos ao serem revenidos mostram uma variação de dureza de acôrdo com as curvas da Figura 53. Verifica-se um aumento de dureza e aproximadamente 500-550° C, fato êsse que deve atribuir à formação de nova martensita a partir da austenita retida. De fato, como se pode verificar pela curva TTT do aço rápido (Figura 52), há uma queda pronunciada nas temperaturas M_i e M_f correspondentes à formação da martensita. Nessas condições, os aços dos tipos do rápido apresentam, no estado temperado, uma certa quantidade de austenita retida, a não ser que tenham sido submetidos ao «tratamento sub-zero», como se verá mais adiante.

Além da austenita retida, os aços rápidos temperados apresentam evidentemente martensita com elementos de liga e certa proporção de carbonetos de natureza complexa. Êstes carbonetos não são afetados pelo revenido a qualquer temperatura. A martensita como se sabe, passa, pelo revenido, do reticulado tetragonal a uma estrutura cúbica e, apesar dela ser altamente ligada nos aços rápidos — tornando mais complexas as transformações que se verificam durante o revenido — ocorre um abaixamento da dureza do aço por ocasião dêsse reaquecimento. Com a austenita retida, por sua vez, verifica-se uma precipitação de certos carbonetos a temperaturas da ordem de 500° C o que a torna menos estável e eleva as temperaturas M_i e M_f ; dêsse modo, no resfriamento logo após o revenido, a austenita passa a martensita, donde o aumento de dureza entre 500 e 550° C. A formação de nova martensita cria microtensões que podem prejudicar o aço, donde a prática comum de revenir-se uma segunda vez, o que garante também o alívio de micro ou macro-tensões de outras origens.

— **Tratamento sub-zero** — Às vezes a quantidade de austenita retida é acima do normal, quer devido a uma temperatura de austenitização muito elevada para o tratamento de têmpera, quer devido a um resfriamento inadequado até a temperatura

ambiente. Esse excesso de austenita retida, além de levar a uma dureza secundária excessiva, pode causar maior mudança de dimensões durante o revenido, assim como a uma estrutura mais frágil e à maior probabilidade de fissuração por ocasião do resfriamento após a têmpera.

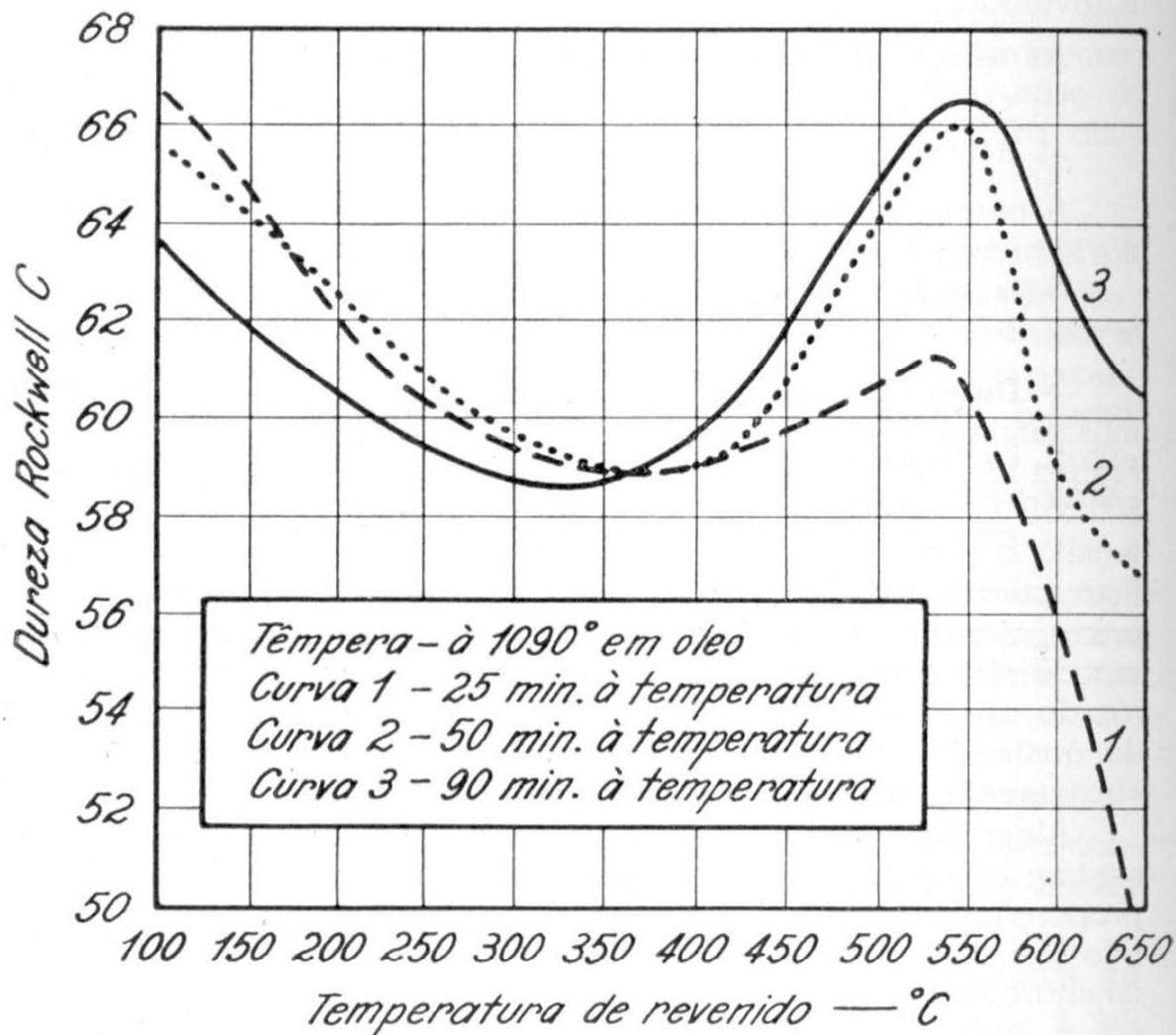


FIG. 53 — Curvas de revenido para um aço rápido 18-4-1, mostrando a relação entre a dureza e a temperatura do revenido (adaptada da publicação «Tool Steels» da Vanadium Alloy Steels Company).

Um dos meios de se evitar excesso de austenita retida consiste em se resfriar o aço na têmpera, a uma temperatura abaixo de zero, por exemplo — 80° C, de modo a se garantir o cruzamento da linha M_f . Tal é o chamado «tratamento sub-zero».

8 — **Aços para ferramentas e matrizes miscelâneos** — Nesta categoria (Tabela XXVIII) estão incluídos os aços utilizados em blocos de matrizes e outros dispositivos para martelos de forja e prensas (tipos VID e VIE), para lâminas de tesoura para corte a frio (tipos VID1, e VID3) e para corte a quente (tipo VID2), para moldes permanentes para fundição por gravidade de ligas de baixo ponto de fusão (tipo VID1, empregado no estado normalizado e revenido com uma dureza Brinell de cerca de 300), para

TABELA XXVII

Aços para Ferramentas e Matrizes Miscelâneos

TIPO	COMPOSIÇÃO, %							TEMPERA					CARACTERÍSTICOS GERAIS				
	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co	Ni	Temperatura °C	Profundidade de endurec.	Meio	Propriedade de In- deformabi- lidade	Tena- cidade	Resis- tência ao des- gaste	Resis- tência amo- lecimento ao calor	Usina- bilida- de
VI A	0,05	0,10	0,03	—	—	—	—	—	—	cementação 900 — 927	Água	Peque- na	Regu- lar	Bôa	Bôa	Peque- na	Baixa
B1	0,10	0,45	0,25	0,60	—	—	—	—	1,25	cementação 900 — 927	Água	Peque- na	Regu- lar	Bôa	Bôa	Peque- na	Regu- lar
B2	0,12	0,45	0,25	1,50	—	—	—	—	3,50	idem	Óleo	Peque- na	Bôa	"	"	"	"
B3	0,75	0,60	0,20	1,00	0,10 *	—	—	—	1,75	têmpera 815 a 925	Óleo	Média	"	Muito bôa	Regu- lar	Regu- lar	"
C	0,35	0,35	0,20	12,00	—	—	—	—	—	têmpera 955 a 1040	Óleo	Média	Bôa	Muito bôa	Regu- lar	Regu- lar	Baixa
D1	0,70	0,70	0,20	0,80	0,10 *	—	0,30	—	1,60	têmpera 815 — 925	Óleo	Média	Bôa	Muito bôa	Regu- lar	Regu- lar	Regu- lar
D2	0,50	0,65	0,25	1,00	0,10 *	—	0,30	—	1,60	idem	Óleo	Média	Bôa	Muito bôa	Regu- lar	Regu- lar	Regu- lar
D3	0,55	0,60	0,85	1,00	0,10 *	—	0,75	—	2,00	idem	Óleo	Média	Bôa	Muito bôa	Regu- lar	Regu- lar	Regu- lar
E	0,55	0,80	0,25	1,00	0,10	—	0,45	—	—	têmpera 830 — 857	Óleo	Média	Bôa	Muito bôa	Regu- lar	Regu- lar	Regu- lar
F	1,25	0,60	0,20	0,50	—	—	—	—	—	têmpera 790 — 830	Óleo	Peque- na	Regu- lar	Regu- lar	Bôa	Peque- na	Bôa
G	1,25	0,85	0,20	0,50	—	—	0,50	—	—	têmpera 790 — 830	Óleo	Peque- na	Regu- lar	Regu- lar	Bôa	Peque- na	Bôa

* Elemento opcional. Os aços têm propriedades satisfatórias com ou sem esses elementos.

TABELA XXIX

Aços Grafíticos

TIPO	COMPOSIÇÃO, %						TEMPERA					CARACTERÍSTICOS GERAIS			
	C	Mn	Si	Cr	W	Mo	Outros	Temperatura °C	Meio	Profundidade de endurec.	Propriedade de deformabilidade	Tenacidade	Resistência ao desgaste	Resistência ao lecimento ao calor	Usabilidade
A	1,50	1,25	0,90	—	—	—	—	790 a 845	Água ou salmoura						
B	1,50	0,50	1,00	0,50	—	0,50	Ni 1,75	843	Ar						
C	1,50	0,30	0,20	—	—	—	Al 0,16	790 a 815	Salmoura	Grande			Bôa	—	Exce-lente
D	1,50	0,50	0,80	—	—	0,25	—	790 a 845	Óleo						
E	1,50	0,50	0,65	—	2,80	0,50	—	790 a 815	Água						

Esta tabela foi adaptada da publicação «Tool Steel — Types and Treatment» de R. S. Burpo, Jr., do «Engineering Materials Manual» publicado pela Reinhold Publishing Corp., New York, U.S.A. — 1951 e do livro «Engineering Metals and Their Alloys» de C. H. Samans, editado pela «The MacMillan Company Inc.» de New York, U.S.A. — 1949.

matrizes de fundição sob pressão de ligas a base de zinco, estanho e chumbo (tipo VIE modificado com 0,55 % de C, 0,80 % de Mn, 0,25 % de Si, 1,00 % de Cr e 0,45 % de Mo) para moldes e outros dispositivos empregados na indústria de plásticos (tipos VIA, VIB1 e VIB2, no estado cementado, tipo VIC, empregado quando se deseja certa resistência à corrosão e tipos VIE e VID3).

9 — **Aços grafíticos** (Tabela XXIX) — Estes aços contêm grafita livre, a qual produz ferramentas de boa resistência ao desgaste que são facilmente usináveis e tratáveis termicamente. As aplicações mais importantes desses aços são: calibres, punções, matrizes para conformação, corte, etc... suporte para ferramentas de carboneto de tungstênio, peças para máquinas ferramentas etc.

10 — **Conclusões** — O problema da escolha de um aço para ferramenta ou matriz não é simples, pois, se é evidente que os fatores que devem ser inicialmente considerados são os característicos físicos, tais como dureza, resistência, tenacidade, resistência ao amolecimento pelo calor, resistência ao desgaste e usinabilidade, não se pode deixar de considerar também os fatores relativos ao custo e ao comportamento do material durante o seu processamento (empenamento durante o tratamento térmico, decarbonetação superficial, etc.). Tendo em vista o que foi discutido no presente capítulo, as ferramentas podem ser agrupadas da seguinte maneira: ferramentas de usinagem (brocas, brochas, ferramentas para tornos, plainas, frezas, etc.); ferramentas de corte (tesouras, matrizes para tirar rebarbas, punções, etc.); ferramentas para conformação (matrizes para forjamento, prensagem, estampagem, fundição sob pressão, fabricação de plásticos, etc.) e ferramentas para aplicação de golpes (talhadeiras, cinzeis e similares). As ferramentas para usinagem e para corte devem apresentar altas dureza e resistência ao desgaste, além de elevada resistência ao amolecimento pelo calor; as ferramentas para conformação devem apresentar também elevada tenacidade, característico este também o mais importante de todos nas ferramentas que, em serviço, estão sujeitas a golpes (talhadeiras, cinzeis, etc.).

Assim sendo, a escolha do aço apropriado para a aplicação desejada da ferramenta consistirá em se determinar não só as propriedades realmente imprescindíveis para o caso, como também o comportamento do material durante as operações de fabricação, o custo da ferramenta acabada e a sua relação com a sua vida esperada e, finalmente, essa escolha poderá depender da própria forma da ferramenta, a qual poderá determinar a adoção de um meio de esfriamento para a têmpera mais dispêndios).

X V I I

AÇOS RESISTENTES AO DESGASTE

1 — **Introdução** — O desgaste ocorre em peças de máquinas quando em movimento, como em eixos, pistões, válvulas, engrenagens, etc. ou em peças de britadores, escavadoras, misturadores, maquinário agrícola, de construção, enfim, numa infinidade de aplicações da engenharia e da indústria.

O efeito mais importantes dêsse fenômeno é a modificação das dimensões das peças em serviço, desde a sua redução em tamanho a tal ponto que elas perdem sua eficiência ou que rompem mediante a aplicação de uma pequena sobrecarga, até a alteração da ajustagem entre peças móveis e fixas de modo a criar tensões inesperadas na parte móvel, contribuindo para provocar a sua ruptura por fadiga ou por outro esforço dinâmico.

Os tipos de desgaste são classificados geralmente de acôrdo com a natureza das superfícies em contáto.

Os tipos mais importantes são :

- desgaste de metal contra metal;
- desgaste de metal contra não-metal ou desgaste abrasivo.

No primeiro caso a lubrificação é muito importante, pois ela pode afetar grandemente a velocidade de desgaste; entretanto, a resistência ao desgaste do material pouco depende da lubrificação, mesmo porque lubrificação perfeita é dificilmente alcançada e, além disso, substâncias estranhas e abrasivas contidas no lubrificante podem causar não só abrasão severa como também corrosão.

Em geral, no desgaste de metal contra metal, o principal fator a ser considerado é o estado das superfícies em contáto, porque admite-se que o desgaste seja causado pela interferência mecânica de pequenas projeções ou asperezas da superfície metálica. Assim, quando as duas superfícies estão em contáto e se deslocam uma em relação à outra, pode-se admitir que as projeções de uma coincidam com as depressões da outra, o que irá causar uma resistência ao movimento. Se a fôrça causadora dêste é suficiente para mantê-lo, as projeções das superfícies são deformadas ou quebradas.

No desgaste abrasivo, admite-se que partículas não metálicas de caráter abrasivo penetram primeiro no metal, causando a seguir a remoção brusca de partículas metálicas.

As considerações acima feitas levam à conclusão que, para qualquer dos tipos de desgaste, a resistência ao desgaste do metal é função dos fatores seguintes :

- **dureza**, para resistir à penetração inicial;

- **tenacidade**, para evitar o deslocamento ou remoção das partículas metálicas;
- **superfície sem rugosidades**, de modo a evitar as projeções.

A dureza é o fator mais importante, pois dela depende o início do desgaste.

Outro fator também ponderável e que deve ser levado na devida conta é a **estrutura metalográfica** do material. De fato, a presença de partículas de um constituinte de baixa dureza e, portanto, vulnerável ao desgaste, numa matriz dura, prejudica a resistência ao desgaste do conjunto, ao passo que se a estrutura fôr formada por um constituinte possuindo partículas duras — carbonetos geralmente — numa matriz mais mole, ela apresentará superior resistência ao desgaste, principalmente quando essas partículas duras não são excessivamente frágeis e quando são de pequenas dimensões e uniformemente distribuídas na matriz.

Os requisitos de alta dureza, elevada tenacidade e estrutura adequada podem ser conseguidos nos aços através dos seguintes artifícios:

- composição química conveniente, pela introdução em altos teores de determinados elementos de liga;
- tratamentos térmicos ou termoquímicos de aços de composições adequadas;
- encruamento.

De qualquer modo o que se visa inicialmente é elevar a dureza superficial do aço e o melhor meio de se alcançar êsse objetivo nos aços é pelo encruamento de determinados tipos de aços austeníticos, onde a austenita é pouco estável, e que, pelo encruamento, podem ser tornados martensíticos.

2 — **Aços-manganês austeníticos** — Êsses aços são também chamados «Hadfield» devido ao seu inventor. Caracterizam-se por possuírem elevados teores de carbono e de manganês. Os tipos comerciais apresentam êsses elementos entre os seguintes limites:

carbono — 1,0 a 1,4 %, geralmente 1,2 %
manganês — 10 a 14 %, geralmente 12 a 13 %

O diagrama de equilíbrio para 13 % de Mn está representado na Figura 54. Do seu exame conclue-se que:

- o eutetoide apresenta baixo teor de carbono;
- a austenita é tão estável que ela fica sem se transformar com velocidades de esfriamento moderada.

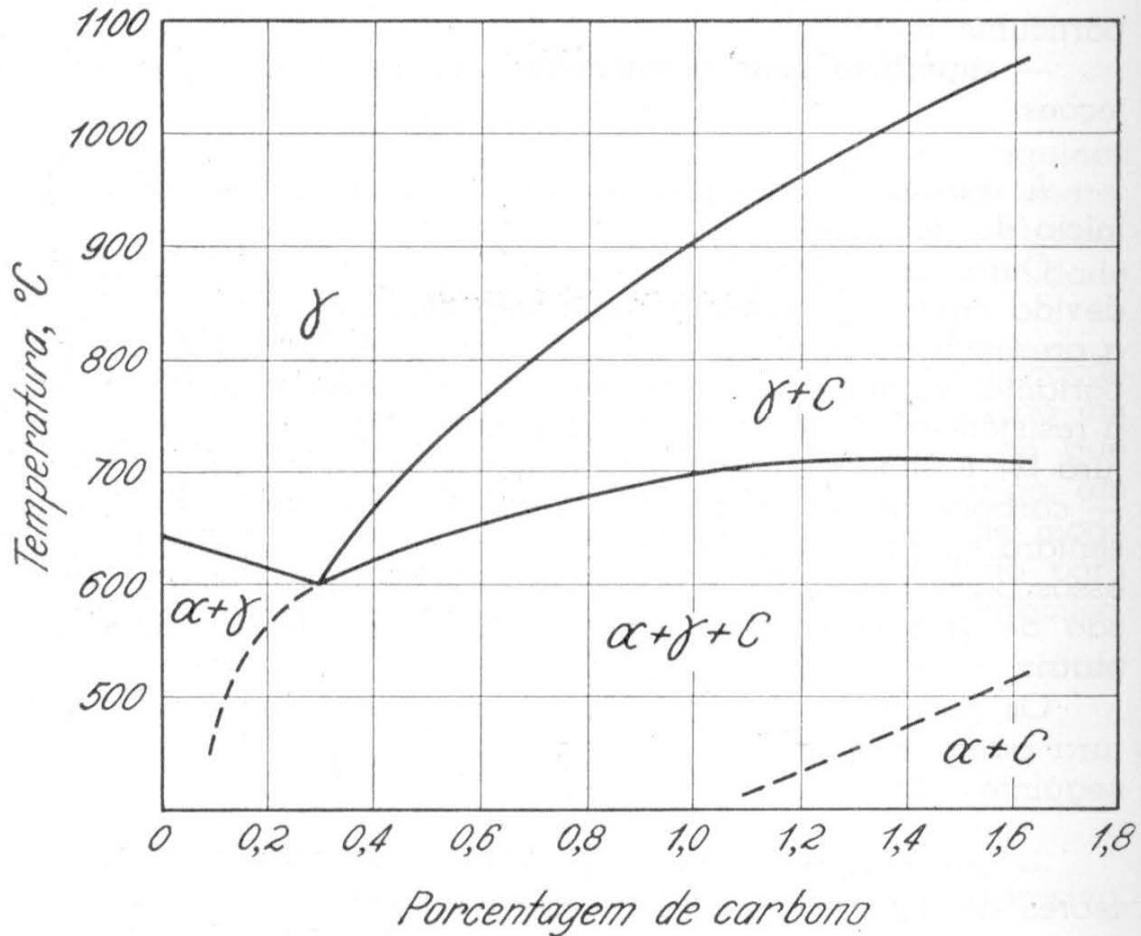


FIG. 54 — Diagrama de equilíbrio para aço C-Mn com 13 % de Mn.

Se os carbonetos presentes tiverem sido solubilizados pode-se evitar, por esfriamento em água, sua precipitação em secções moderadas.

A estabilização da austenita deve-se, pois, ao manganês, cujo efeito é mais no sentido de atrasar a transformação do que eliminá-la.

Nos limites usados nesses tipos de aços, o manganês melhora também o seu limite de resistência à tração e a sua ductilidade, sem, entretanto, afetar o limite de escoamento. Abaixo de 10 % de Mn as propriedades relativas à resistência à tração caem rapidamente, de modo que é desejável, geralmente, um mínimo de 10 % de Mn.

O carbono aumenta o limite de escoamento (limite σ_s) assim como as outras propriedades de resistência à tração. O teor ótimo é considerado em torno de 1,15 %.

O efeito dos outros elementos normalmente encontrados é o seguinte :

— **silício**, adicionado geralmente para fins de desoxidação, raramente ultrapassa 1 %; às vezes é adicionado até teores de 2 % para melhorar ligeiramente o limite de escoamento e a resistência à deformação plástica sob a ação de choques repetidos;

— **enxofre**, não é levado em conta devido ao alto teor de Mn desses aços;

— **fósforo**, geralmente considerado sem qualquer influência nociva abaixo de 0,10 %.

a) **Tratamento Térmico dos aços Hadfield** — A estrutura dos aços-manganês no estado fundido ou laminado, contém carbonetos e outros produtos de transformação que conferem grande fragilidade ao aço: sua resistência à tração é de cerca de 42 a 49 kg/mm² com alongamento e estricção às vezes inferiores a 1 %. As propriedades mecânicas normais desses aços são obtidas com um tratamento de austenitização, a uma temperatura suficientemente alta para assegurar completa solução do carbono, seguida de esfriamento em água. A temperatura de austenitização é de 1.000° C ou mais elevada.

Após o esfriamento em água o aço torna-se dútil, apresentando um alongamento que varia de 30 a 60 %, uma dureza Brinell de 180 a 220, limite de escoamento de 31 a 42 kg/mm² e limite de resistência à tração de 57 a 100 kg/mm².

Os valores abaixo são para aços-manganês dos tipos comerciais, com 11 a 12 % de Mn e C acima de 1,0 %, em três condições diferentes: fundido, laminado e forjado. Os valores referem-se a esses aços após o tratamento térmico usual.

T A B E L A X X X

Algumas Propriedades Mecânicas de Aços-Manganês

Condição do aço antes do tratamento térmico	Limite de escoamento kg/mm ²	Limite de resistência à tração kg/mm ²	Alongamento %
Fundido	31,5	57,5	30
Laminado	42 — 42,5	94,5 — 98,0	30 — 40
Forjado	38,5	99,5	38

O encruamento do aço-manganês austenítico eleva a dureza Brinell de 180-220 no estado temperado em água a 500-600. Talvez, nenhum outro aço supere o aço Hadfield em capacidade de endurecer pelo encruamento. Admite-se que o endurecimento resultante seja causado pela formação de martensita.

b) **Adição de outros elementos de liga ao aço Hadfield** — O **chromo** tem sido adicionado ao aço Hadfield usado em peças utilizadas em britamento, moagem, e transporte de material leve e de pequenas dimensões onde o desgaste é principalmente de natureza abrasiva (com ausência, portanto, de choque que possa

desenvolver rapidamente a dureza superficial desejável nesses tipos de aços) com o fim de aumentar ligeiramente a dureza do aço antes do encruamento e de modo a permitir que, com menor encruamento, se obtenha suficiente dureza superficial.

A quantidade de cromo adicionada varia de 1,0 a 1,5 %. Com 1,50 % de Cr a dureza Brinell de um aço Hadfield comum passa de 200 a 220 e com 2,0 % de Cr a aproximadamente 280.

Tem sido empregado também cromo até 5 %, mas a ductilidade e a trabalhabilidade do aço diminuem. Para contornar esse inconveniente tem sido usado o **cobre** em teores até 1,50 %.

Outro elemento de liga às vezes adicionado no aço-manganês é o **níquel**, que é vantajoso nos tipos de aço-manganês com baixo carbono, visto ser o níquel um elemento formador de austenita. A composição genérica de aços-manganês com níquel é 0,6 a 0,9 % de C, 2,5 a 3,0 % Ni e cerca de 12 % de Mn. Esses aços têm sido usados para barras de solda, laminadas ou trefiladas, e ocasionalmente em peças fundidas. Não há necessidade de se temperar esse tipo de aço em água para obtenção da necessária ductilidade, bastando para isso esfriamento ao ar.

3 — **Aços carbono-cromo** — Estes tipos de aços para resistência ao desgaste são empregados em mancais de esferas ou de rolamentos, compreendendo os tipos SAE 52100 ou 52100 A, com 1 % de C e 1,25 a 1,75 % de Cr. Tais aços podem ser usados em esferas com diâmetro superior a 1", e, com conveniente têmpera em óleo, sua dureza pode atingir 65 a 67 Rockwell C. Para esferas menores podem ser empregados os tipos SAE 50100 e 51100, com menos cromo, 0,40-0,60 % e 0,90-1,15 % respectivamente (esferas até 1/2 ou 1" respectivamente).

Com cromo acima de 10 %, precisamente na faixa de composição de 12 a 14 % de Cr e 1,50 a 2,50 % de C há formação de grandes quantidades do carboneto $(Cr, Fe)_7C_3$ e os aços resultantes apresentam grande resistência ao desgaste sendo empregados em matrizes, lâminas de tesoura e aplicações semelhantes.

Não são esses materiais normalmente considerados aços para ferramentas, pois em suas aplicações típicas eles realmente não removem metal, mas resistem ao desgaste por atrito.

X V I I I

AÇOS RESISTENTES À CORROSÃO E AO CALOR

1 — **Introdução** — A perda de peças metálicas por ação da corrosão tem preocupado engenheiros e metalurgistas que procuram constantemente não só aperfeiçoar ou desenvolver novos métodos de proteção como também aperfeiçoar ou criar novas ligas que apresentem o característico de resistência à corrosão.

A corrosão pode ser considerada como o ataque gradual e contínuo de um metal por parte do meio circunvizinho, que pode ser ou a atmosfera mais ou menos contaminada das cidades, ou um meio químico, líquido ou gasoso.

O processo de corrosão resulta de reações químicas entre os metais e elementos não metálicos contidos nesses meios, com a consequente formação de compostos químicos, que são óxidos ou sais.

A velocidade do ataque e sua extensão dependem não só da natureza do meio circunvizinho, como também do tipo do metal ou liga sofrendo a ação corrosiva.

Geralmente, a proteção contra a corrosão é feita criando-se sobre a superfície do metal uma película protetora, que separa o metal-base do meio corrosivo. Essa película protetora pode ser criada artificialmente, mediante depósito propositado de uma outra substância — metálica ou orgânica — sobre a superfície do metal a proteger, ou naturalmente, isto é, produção espontânea da película superficial pela formação de um composto químico, mantido na superfície metálica por forças atômicas, resultante da reação de certos elementos de liga introduzidos no metal com o meio circunvizinho.

Essa formação espontânea da película protetora é a que interessa nos materiais objetos do presente capítulo, dando origem aos chamados **aços resistentes à corrosão**.

A condição característica dos aços resistentes à corrosão, assim como de outros metais ou ligas anti-corrosivos, de permanecerem inalterados no meio circundante chama-se «passividade».

Os metais que se podem ligar ao ferro em condições econômicas para conferir-lhe em grau maior ou menor essa condição de passividade em relação ao meio, são o cromo e o níquel principalmente. Em menor grau, o cobre, o silício e o molibdênio.

O cromo é, na realidade, o mais importante, pois quando em teores acima de 10 %, confere ao aço acentuada resistência ao ataque químico. Assim foram originados os primeiros aços inoxidáveis.

O papel do cromo como elemento protetor à corrosão está ilustrado no gráfico da Figura 55 em que se observa que, numa atmosfera industrial, o aço, à medida que o seu teor em cromo aumenta, passa de um metal de grande corrosibilidade a um metal praticamente indestrutível.

A temperaturas elevadas, verifica-se também o mesmo fato: isto é, à medida que o cromo aumenta, diminui a oxidação. Passa-se assim dos aços simplesmente inoxidáveis aos aços resistentes ao calor, cujos característicos são não só resistência à oxidação como também razoável resistência mecânica às altas temperaturas.

O gráfico da Figura 56 ilustra o efeito do cromo na resistência do aço à oxidação a altas temperaturas. Verifica-se que o efeito mais positivo do cromo, nesse caso, só se desenvolve quando o seu teor está acima de 20 %.

A ação do cromo no sentido de tornar o aço passivo em relação ao meio circunvizinho é devida à formação de uma camada superficial cromo-oxigênio, impermeável, extremamente estável, a qual, ainda que invisível, é contínua e em meios oxidantes possui uma pressão de solução tão baixa que confere ao metal um comportamento nobre.

A passividade dos aços resistentes à corrosão depende de uma série de fatores, dentre os quais, os de maior importância são:

- a) composição química;
- b) condições de oxidação;
- c) suscetibilidade à corrosão localizada («pitting»);
- d) tratamento térmico.

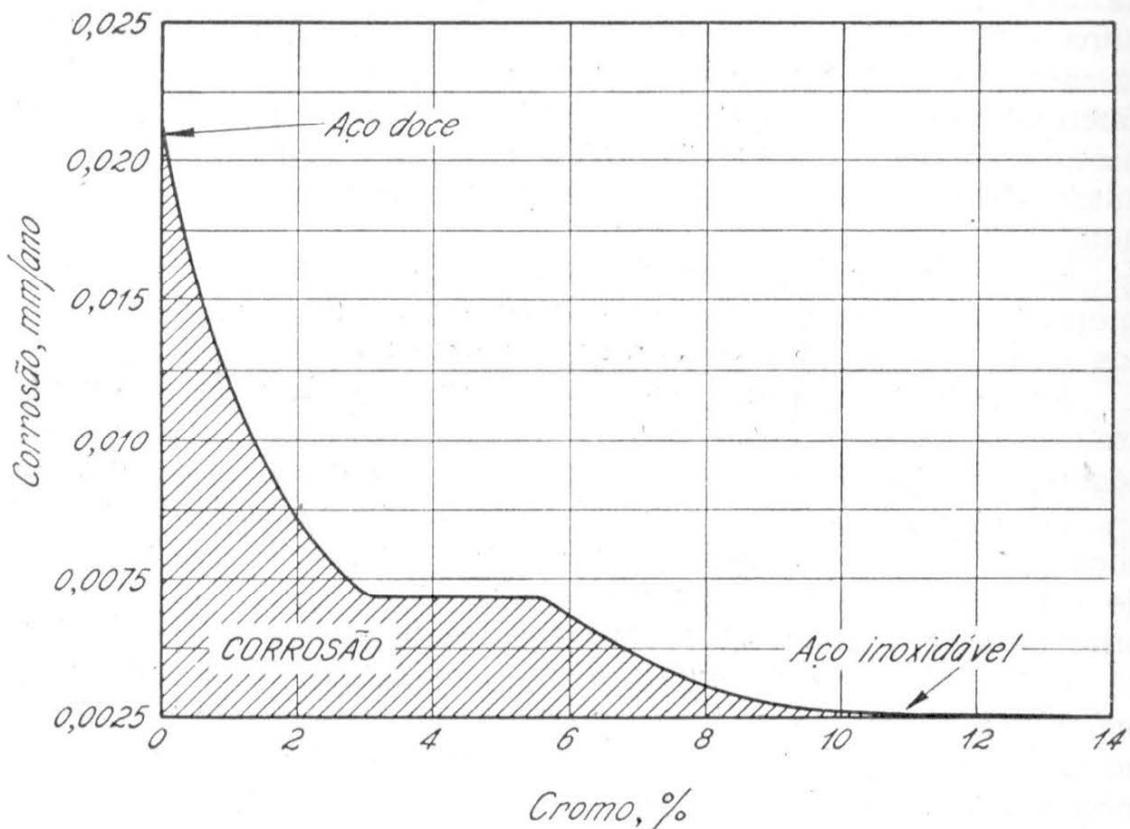


FIG. 55 — Gráfico ilustrando a passividade dos aços-cromo expostos durante 10 anos a uma atmosfera industrial (Adaptado do livro «Stainless Steels» de C.A. Zapffe editado pela American Society for Metals, 1949).

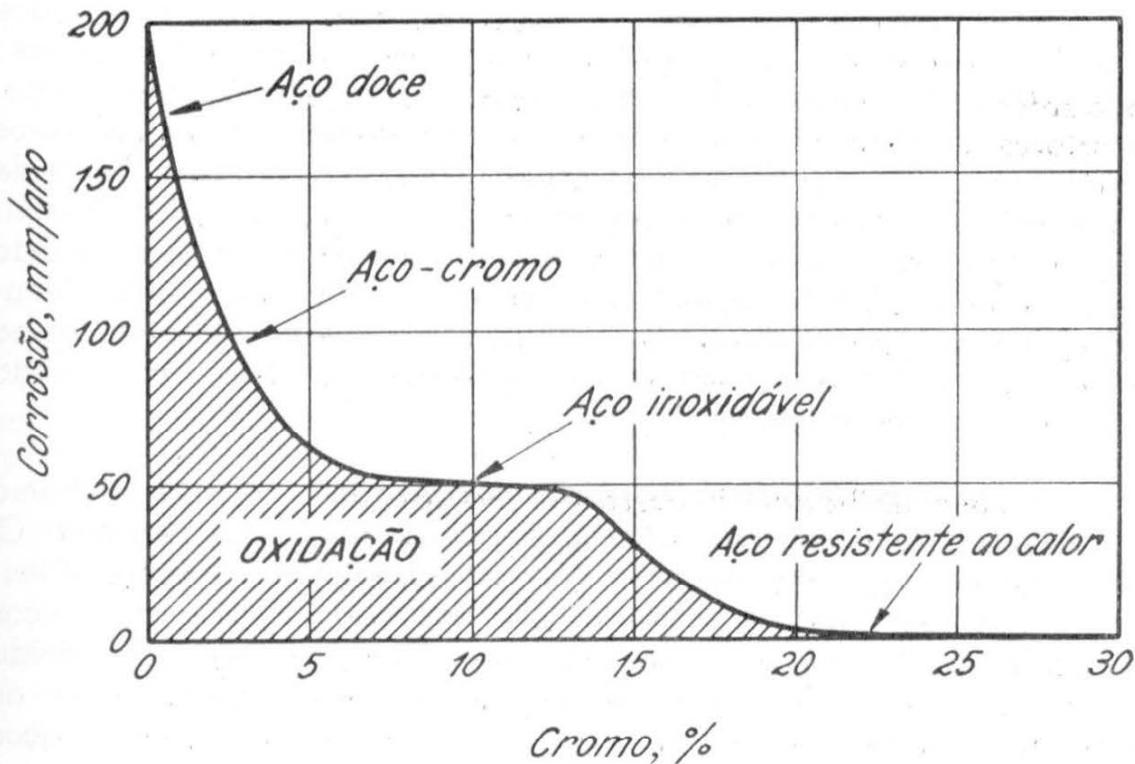


FIG. 56 — Gráfico ilustrando o efeito do cromo na resistência dos aços à oxidação a altas temperaturas. A curva mostra a penetração da oxidação de cubos de $\frac{1}{2}$ " aquecidos durante 48 horas a 1000°C (Adaptado do livro «Stainless Steels» de C. A. Zapffe editado pela «American Society for Metals», 1949).

a) **composição química** — Os elementos a serem aqui considerados são o cromo, o níquel, o carbono e o molibdênio. O **cromo** é, como se viu, o mais importante: um teor mínimo de 12% de cromo é exigido para atingir a necessária passividade, a qual é, por assim dizer, completa com cromo de 20 a 30%. O **níquel** segue o cromo em importância; sua atuação se faz sentir não só no melhorar a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis em soluções neutras de cloretos e em ácidos de baixa capacidade de oxidação como também no melhorar suas propriedades mecânicas. Essa influência é particularmente notável quando o teor de níquel é superior a 6 ou 7%. O **carbono**, forçosamente presente em qualquer tipo de aço, diminui ligeiramente a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis quando no estado dissolvido, decresce-a apreciavelmente quando na forma de carbonetos livres e uniformemente distribuídos e pode causar completa desintegração dos aços inoxidáveis ao cromo-níquel quando precipitado na forma de carbonetos nos contornos dos grãos. Finalmente, o **molibdênio** geralmente melhora a passividade e melhora a resistência à corrosão nos ácidos acético, sulfúrico e sulfuroso a altas temperaturas e pressão e em soluções neutras de cloreto, particularmente na água do mar.

b) **condições de oxidação** — É evidente que a extensão e a velocidade do ataque depende da capacidade de oxidação

do meio circunvizinho. Nessas condições, pode-se classificar todos os meios corrosivos, quer líquidos, quer gasosos, em dois grupos: **oxidantes**, se tendem a tornar passiva uma determinada liga; **redutores**, se tendem a destruir sua passividade. Em relação aos ácidos fortes, pode-se verificar experimentalmente que a linha de separação entre os ácidos oxidantes e os redutores é representada pelo ácido sulfúrico. No lado oxidante, encontra-se o ácido nítrico e no redutor, os ácidos clorídrico e fluorídrico. Assim sendo, o aço inoxidável que é perfeitamente utilizado em meio como ácido nítrico, perde toda a sua utilidade quando em contáto com ácidos redutores.

c) **suscetibilidade à corrosão localizada** — Os aços-cromo são suscetíveis de serem atacados por cloro; o ion negativo Cl de soluções aquosas causa a corrosão localizada chamada «pitting». Tal fato precisa ser lembrado ao se tentar utilizar os aços inoxidáveis em contáto com qualquer concentração de ácido clorídrico. Até mesmo a atmosfera salina tende a prejudicar as excelentes qualidades de resistência à corrosão de muitos aços inoxidáveis. A corrosão localizada às vezes pode ser mais prejudicial do que a corrosão generalizada, pois pode criar pontos de concentração de tensões que poderão levar o metal à ruptura por fadiga.

d) **tratamento térmico** — O tratamento térmico pode causar, nos aços inoxidáveis Cr-Ni, a ruinosa precipitação de um constituinte de contorno de grão, numa certa faixa de temperatura. Tem-se verificado que o aquecimento dêesses aços dentro da faixa de temperaturas de 400 a 900° C, ainda que durante um tempo muito curto (poucos segundos ou minutos), pode causar a sua quase que completa desintegração, após algumas horas de exposição numa solução corrosiva. A explicação que se admite para o fenômeno é a seguinte: certos constituintes, e principalmente um carboneto complexo de cromo e ferro, dissolvem-se com facilidade cada vez maior na austenita, à medida que a temperatura sobe além de 900° C. Entretanto, entre 400 e 900° C, eles precipitam ao longo dos contornos dos grãos, em vez de no interior dos mesmos grãos como seria de esperar. Essa precipitação parece localizar o ataque químico no espaço entre as partículas precipitadas e o próprio grão, provocando a separação não só dos grãos como das próprias partículas.

Esse fenômeno pode ser contornado de diversas maneiras; por exemplo, a manutenção do aço a temperaturas acima da faixa considerada, como entre 1000 e 1100° C, causará a redissolução na matriz dos carbonetos existentes nos contornos dos grãos. Garante-se essa redissolução pelo resfriamento rápido através da faixa 400-900° C, pois se evita sua nova precipitação. Esse procedimento nem sempre é conveniente, pois pode haver oxidação e empenamento a essas elevadas temperaturas; além

disso, em certos casos, o resultado obtido pode ser destruído por um reaquecimento posterior, através daquela faixa crítica, devido, por exemplo, a uma solda que se faça necessária. Outro método de evitar esse fenômeno indesejável, é reduzir o teor de carbono do aço a valores que o tornem ineficaz na formação de carbonetos ou, na realidade, na remoção do cromo da matriz. A Figura 57 ilustra de modo claro o efeito do carbono na resistência à corrosão do conhecido aço inoxidável 18-8 (18 % de Cr e 8 % de Ni), amostras do qual, para o traçado do gráfico da figura, foram propositadamente aquecidas de modo a se ter no maior grau possível o fenômeno da precipitação de carbonetos. Verifica-se que à medida que o carbono decresce, diminui o ataque corrosivo, o mínimo verificando-se quando o mesmo atinge 0,03 %. Até cerca de 0,03 % de carbono, qualquer que tenha sido o tratamento térmico usado, o carbono ou permanece dissolvido sem qualquer efeito nocivo, ou precipita nos contornos dos grãos na forma de um carboneto de cromo, em quantidade, entretanto, ainda insuficiente para formar um envólucro contínuo em torno dos grãos de modo que não se verifica qualquer dano.

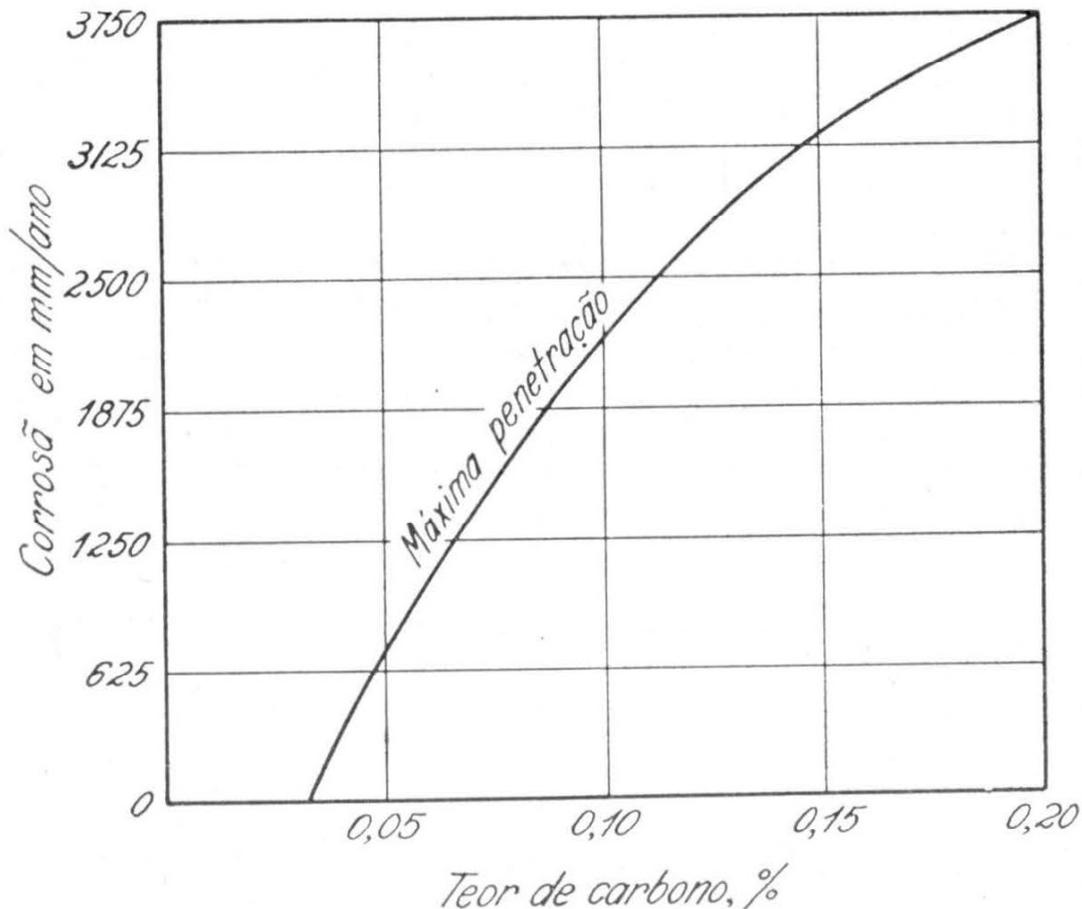


FIG. 57 — Efeito do teor de carbono sobre a corrosão de aço inoxidável 18-8 tratado termicamente de modo a produzir a máxima precipitação de carbonetos (Adaptada do livro «Stainless Steels» de C.A. Zappffe, editado pela «American Society for Metals», 1949).

Acima de 0,03 % de C, o carboneto de cromo formado começa a envolver de modo contínuo os grãos e, como êsse carboneto é muito rico em cromo, há empobrecimento do metal vizinho a tal ponto que sua inoxidabilidade é prejudicada e ocorre rápida penetração da corrosão.

Ainda outro método de prevenir o fenômeno em discussão consiste na introdução de um elemento de liga que tenha maior afinidade pelo carbono do que o cromo, evitando que êste apareça na forma de carbonetos e deixe de agir como elemento essencialmente passivador. Êste método é o mais satisfatório e o mais usado e os elementos de liga mais empregados, com êsse objetivo, são o titânio, o colômbio e o tântalo.

Como complemento das considerações até aqui feitas, pode-se fazer as seguintes generalizações :

- a) a resistência à corrosão depende da passividade;
- b) o cromo é o elemento básico para conferir passividade aos aços;
- c) condições fortemente redutoras, ou seja, a ausência de condições oxidantes, causa suscetibilidade ao ataque corrosivo;
- d) condições fortemente oxidantes promovem extraordinária resistência ao ataque;
- e) o ion de cloro é destrutivo em relação aos aços-cromo;
- f) o níquel além de melhorar as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis, melhora sua resistência à corrosão em soluções neutras de cloretos e ácidos de baixa capacidade de oxidação;
- g) o molibdênio aumenta a faixa de passividade dos aços inoxidáveis e melhora sua resistência à corrosão em ácidos sulfúrico e sulfuroso quentes em soluções neutras de cloretos, como água do mar;
- h) o ataque intergranular dos aços níquel-cromo, fenômeno típico nesses tipos de aços inoxidáveis, é evitado por baixos teores de carbono, tratamento térmico adequado, ou introdução de titânio e colômbio.

2 — Classificação e constituição dos aços inoxidáveis — A classificação mais simples e mais usada dos aços inoxidáveis é baseada na microestrutura que apresentam à temperatura ambiente. Nessas condições, são considerados os três grupos seguintes :

- I — Aços Inoxidáveis Martensíticos — ou endurecíveis;**
- II — Aços Inoxidáveis Ferríticos — não endurecíveis;**
- III — Aços Inoxidáveis Austeníticos — também não endurecíveis.**

Os grupos I e II são essencialmente ligas de ferro e cromo; o grupo III compreende as ligas ferro-cromo-níquel.

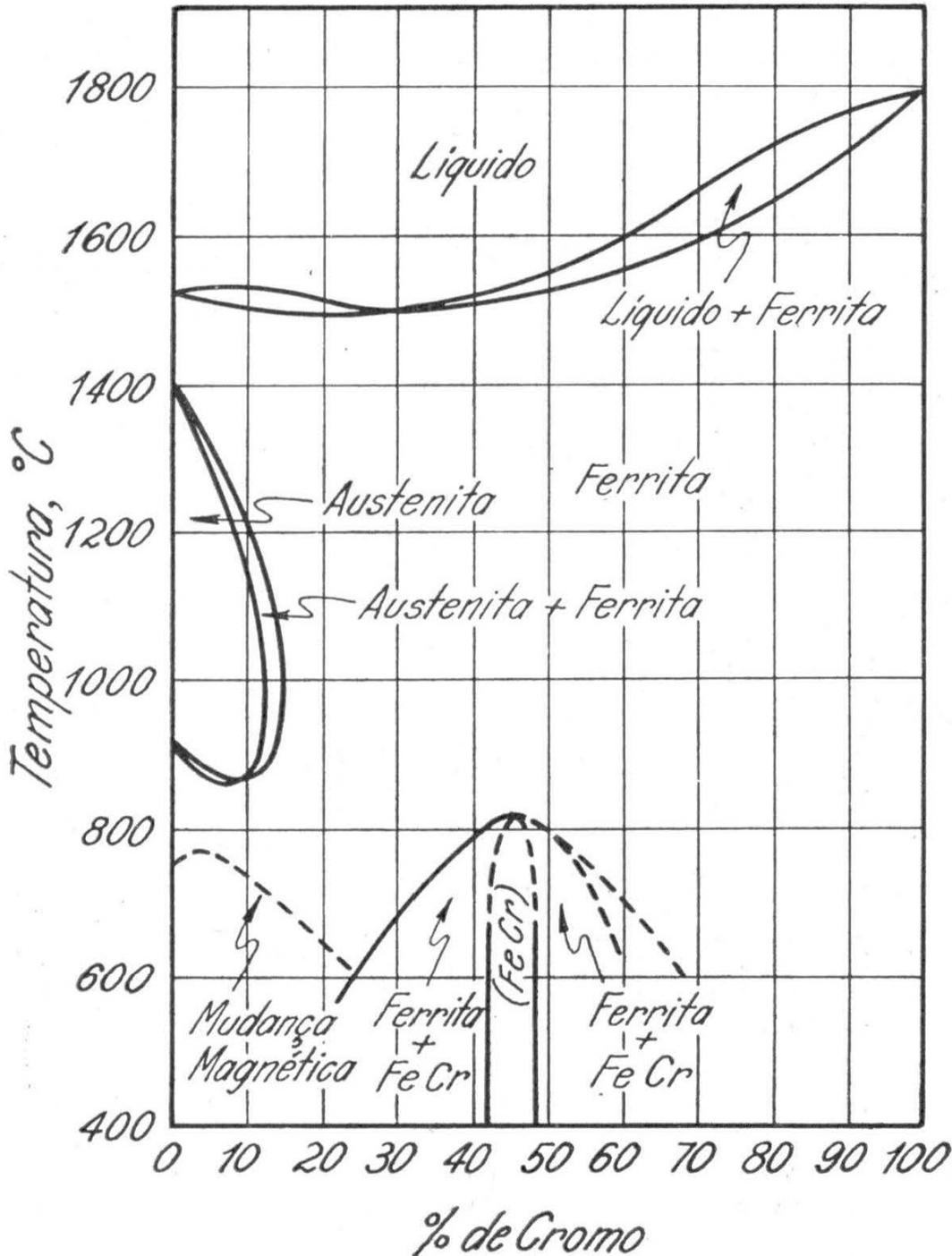


FIG. 58 — Diagrama de constituição da liga Fe-Cr (Extraído do «Metals Handbook» editado pela «American Society for Metals»).

A seguir serão estudados os efeitos dos elementos Cr e Ni no diagrama de constituição Fe-C.

Primeiramente será considerado o diagrama de constituição da liga Fe-Cr, isenta de qualquer carbono (Figura 58).

O característico principal do diagrama é o fato de apresentar a chamada «lupa austenítica», a qual indica o seguinte: todas as ligas de composição à direita da lupa, mais ou menos além de 12 ou 13 % de Cr, solidificam na forma de ferrita e como tal permanecem até a temperatura ambiente.

Nota-se também, mais ou menos no centro, a presença de uma fase quebradiça Fe-Cr chamada fase sigma.

O sistema Fe-Cr torna-se bem complexo quando o carbono está presente, e o seu estudo tem sido simplificado pela observação do que ocorre no diagrama Fe-C quando se introduz cromo em teores crescentes.

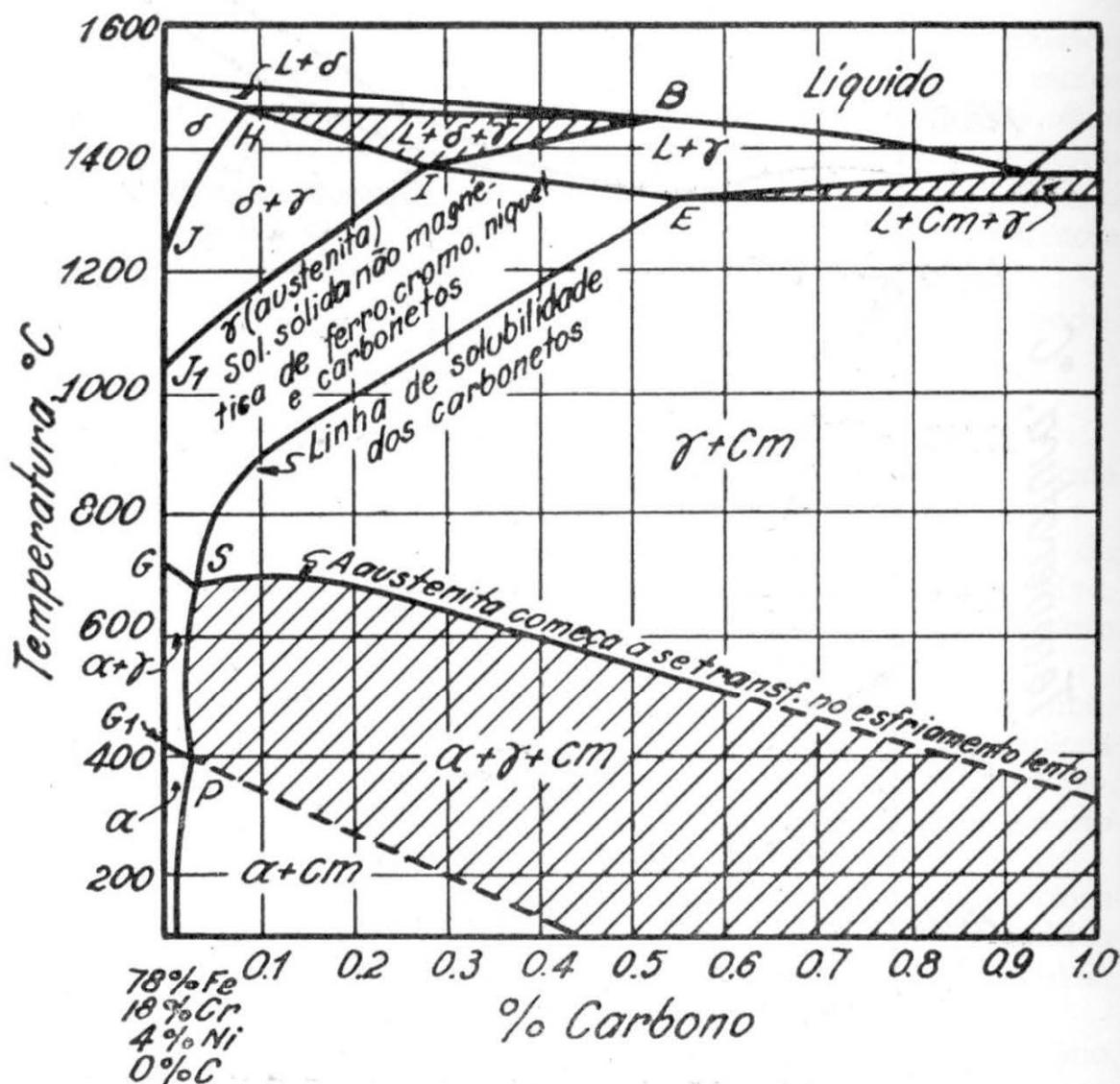


FIG. 59 — Influência do carbono numa liga de Fe-Cr-Ni com 18% Cr e 4% Ni (Extraída do livro «The Book of Stainless Steels» de E.E. Thum).

O efeito mais importante é verificado na zona austenítica, como mostra a Figura 9 (página 16). Nota-se que, à medida que o teor de cromo cresce, a faixa austenítica diminui, até praticamente desaparecer para cerca de 20 % de cromo. Esse fato leva à conclusão de que, à medida que o cromo aumenta, a composição das ligas Fe-Cr-C que permitirá obtenção de endurecimento total por têmpera fica reduzida a limites cada vez mais estreitos.

Quanto ao níquel, esse elemento tem forte tendência à formação da austenita. Sua ação na liga Fe-Cr-C, que é o que interessa nas presentes notas, pode ser vista nos diagramas das Figuras 59 e 60 em que estão representadas secções dos diagrá-

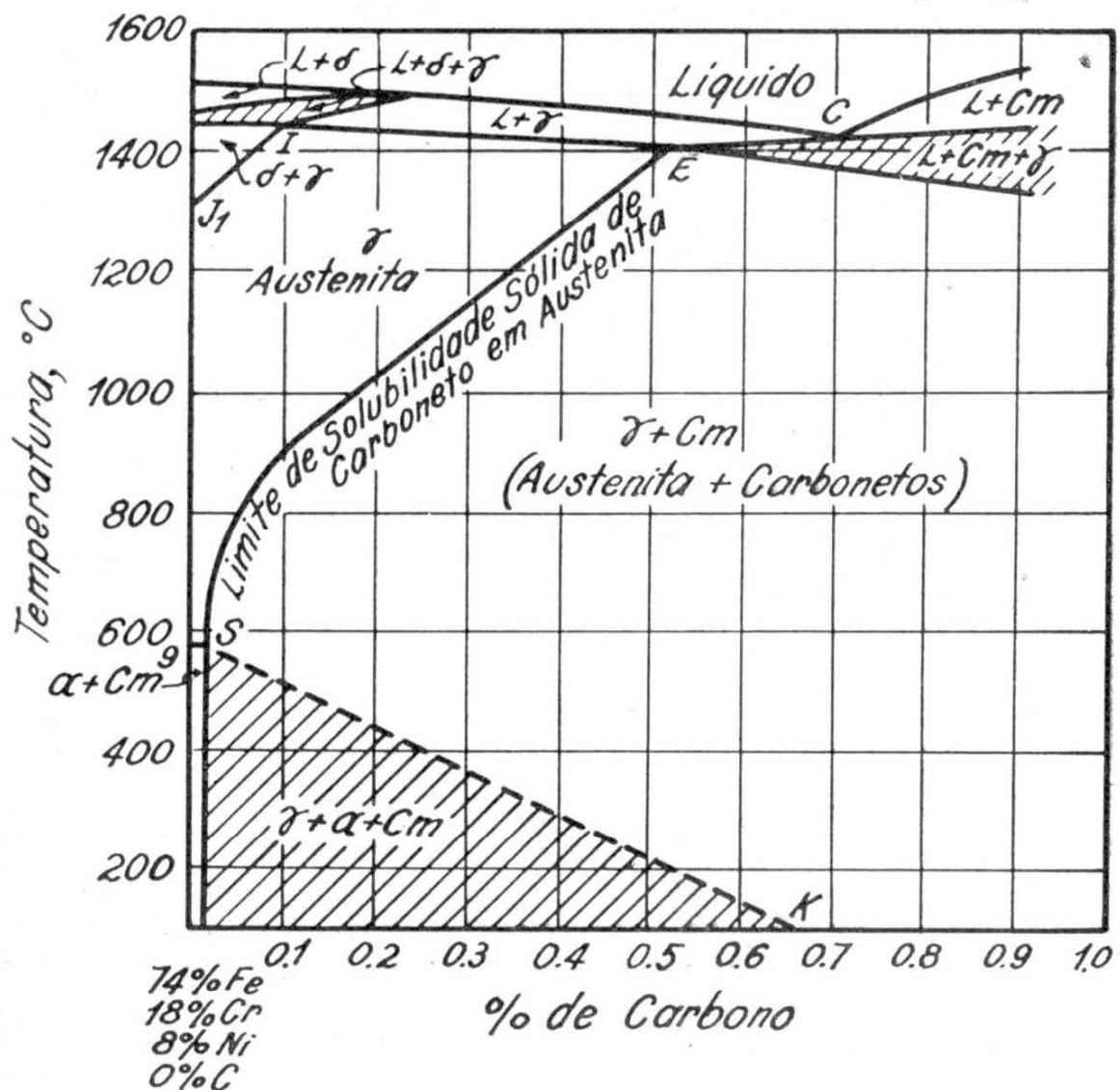


FIG. 60 — Andamento geral das reações em aços ao Ni-Cr com 18% Cr e 8% Ni (Extraída do livro «The Book of Stainless Steels» de E.E. Thum).

mas de equilíbrio Fe-Cr-Ni-C, para 18 % de Cr com 8 % e 4 % de Ni respectivamente. Verifica-se que a fase gama, à medida que aumenta o teor de Ni, torna-se cada vez mais estável a ponto de, com 8 % de níquel, para baixos teores de carbono, as ligas ficarem inteiramente austeníticas, mesmo com recozimento. Nessas condições, a liga 18-8, para todos os fins práticos, pode ser considerada **austenítica**.

3 — **Aços inoxidáveis martensíticos** — Êstes aços, caracterizados por serem aços-cromo, com Cr entre 12 e 18 %, tornam-se martensíticos e endurecem pela têmpera.

Dentro dêsse grupo podem ser consideradas ainda três classes :

- a) baixo carbono, também chamado tipo «turbina»;
- b) médio carbono, também chamado tipo «cutelaria»;
- c) alto carbono, também chamado tipo «resistente ao desgaste».

Êsses aços estão todos incluídos na classificação AISI que considera os tipos indicados na Tabela XXXI.

T A B E L A X X X I
Composição e Aplicação dos Aços Inoxidáveis Martensíticos

Tipo AISI	COMPOSIÇÃO QUÍMICA. %				PROPRIEDADES GERAIS E APLICAÇÕES TÍPICAS
	C	Cr	Ni	Outros elementos	
403	0,15 max.	11,5 — 13,0	—	—	Tipo turbina: para lâminas forjadas de turbina.
410	0,15 "	11,5 — 13,5	—	—	Tipo turbina: aço inoxidável de baixo custo para aplicações gerais.
414	0,15 "	11,5 — 13,5	1,25 — 2,50	—	Tipo turbina: para molas, lâminas de faca, etc.
416	0,15 "	12,0 — 14,0	—	P, S, Se — 0,07 min.	Tipo turbina: de usinagem fácil.
431	0,20 max.	15,0 — 17,0	1,25 — 2,50	—	Tipo turbina: de melhores propriedades mecânicas e de maior resistência à corrosão dentre os tipos martensíticos ou endurecíveis.
420	acima de 0,15 %	12,0 — 14,0	—	—	Tipo cutelaria: instrumentos cirúrgicos, mancais de esferas, válvulas, ímãs, etc.
420 F	acima de 0,15 %	12,0 — 14,0	—	P, S, Se — 0,07 min. Zr, Mo — 0,60 max.	Tipo cutelaria: de usinagem fácil.
440 A	0,60 — 0,75	16,0 — 18,0	—	Mo — 0,75 max.	Tipo cutelaria e resistente ao desgaste: dureza elevada; para cutelaria, instrumentos, válvulas, etc
440 B	0,75 — 0,95	16,0 — 18,0	—	Mo — 0,75 max.	
440 C	0,95 — 1,20	16,0 — 18,0	—	Mo — 0,75 max.	

TABELA XXXII

Tratamentos Térmicos dos Aços Inoxidáveis Martensíticos
e Propriedades Mecânicas Resultantes

TIPO	TÉMPERA			REVENIDO		PROPRIEDADES MECÂNICAS MÉDIAS				
	Temperatura °C	Tempo min.	Meio de estriamento	Temperatura °C	Tempo h.	Dureza Brinell	Limite de resist. à tração kg/mm ²	Limite de escoamento kg/mm ²	Along. %	Resiliência kgm
403	925 — 1000	15 — 30	Óleo	225 — 375	1 — 3	360 — 380	130	98	15	2,8 — 6,2
410	925 — 1000	15 — 30	"	225 — 375	1 — 3	360 — 380	130	98	15	2,8 — 6,2
414	975 — 1050	15 — 30	Óleo ou ar	225 — 400	1 — 3	370 — 400	137	102	15	4,2 — 8,3
416	925 — 1000	15 — 30	Óleo	225 — 375	1 — 3	360 — 380	130	98	12	2,8 — 6,2
431	975 — 1075	15 — 30	Ar, óleo ou água	225 — 400	1 — 3	370 — 400	137	102	17	4,2 — 8,3
420	975 — 1050	15 — 30	Ar, ou óleo quente	150 — 375	1 — 2	470 — 530	175	158	8	1,1 — 2,1
440 A	1000 — 1075	15 — 30	"	150 — 375	1 — 2	500 — 560	189	182	5	0,4 — 0,8
440 B	1000 — 1075	15 — 30	"	150 — 375	1 — 2	520 — 590	196	189	3	0,3 — 0,7
440 C	1000 — 1075	15 — 30	"	100 — 375	1 — 2	540 — 620	199	193	2	0,3 — 0,7

TABELA XXXIII

Composição e Aplicações dos Aços Inoxidáveis Ferríticos

Tipo AISI	COMPOSIÇÃO QUÍMICA, %			PROPRIEDADES GERAIS E APLICAÇÕES TÍPICAS
	C	Cr	Outros elementos	
405	0,08 max.	11,5 — 13,5	Al — 0,10 α 0,30	Não endurecível devido à presença do Al; para tubos de radiadores, caldeiras, recipientes para indústria petrolífera, etc.
406	0,15 max.	12,0 — 14,0	Al — 3,50 α 4,50	Não endurecível devido à presença do Al; resistente à oxidação a altas temperaturas; para resistências elétricas.
430	0,12 max.	14,0 — 18,0	—	É o tipo mais comum deste grupo por ser, de conformação muito fácil; muito usado em equipamento para indústria química, em equipamento de restaurantes, cozinhas, adornos de automóveis, decorações arquitetônicas interiores, etc.
430 F	0,12 max.	14,0 — 18,0	P, S, Se — 0,07 min.	Variedade de usinagem fácil; para parafusos, porcas, ferragens, etc.
442	0,20 max.	18,0 — 23,0	Zr, Mo — 0,60 max.	Para serviço a alta temperatura, quando não se exige facilidade de fabricação; para partes de fornos, etc.
443	0,20 max.	18,0 — 23,0	Cu — 0,90 α 1,23	Alta resistência à corrosão; para equipamento químico e aplicação a altas temperaturas; partes de fornos.
446	0,35 max.	23,0 — 27,0	—	Dentre os aços inoxidáveis ao cromo é o que apresenta a melhor resistência à corrosão e à oxidação até temperaturas de 1150°C; para peças de fornos, queimadores, radiadores, etc.

Os tipos 410 e 416 são provavelmente os mais usados desse grupo de aços inoxidáveis martensíticos. Esses aços são ferromagnéticos; podem ser trabalhados facilmente tanto a quente como a frio, sobretudo quando o teor de carbono é baixo. Apresentam boa resistência à corrosão quando expostos ao tempo, à ação da água ou de certas substâncias químicas. A temperatura aumenta a sua resistência à corrosão; entretanto, principalmente nos tipos de alto carbono, é imprescindível que o tratamento térmico seja efetuado às temperaturas recomendadas, que podem ser vistas na Tabela XXXII (*) onde também estão indicados os valores resultantes para as principais propriedades mecânicas.

O revenido considerado nada mais é do que um tratamento para alívio das tensões originadas na têmpera.

4 — **Aços inoxidáveis ferríticos** — Ainda neste grupo, o cromo é o principal elemento de liga. Aqui, entretanto, seu teor é mais elevado, de modo a eliminar definitivamente a austenita. Nestas condições, a estrutura da liga é, à temperatura ambiente, com qualquer velocidade de esfriamento, ferrítica e esses aços inoxidáveis são chamados também de não-endurecíveis.

Os principais tipos e algumas aplicações típicas estão agrupados na Tabela XXXIII.

As principais propriedades mecânicas desses aços inoxidáveis não endurecíveis estão representadas na Tabela XXXIV.

T A B E L A X X X I V

Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Ferríticos

TIPO	Limite de resist. à tração kg/mm ²	Limite de escoamento kg/mm ²	Along. em 2'' %	Dureza Brinell	Resiliência Izod kgm
405	42	24,5	20	160 — 180	2,8 α 4,8
406	59,5	—	25	—	—
430	45,5	24,5	20 α 35	130 — 165	2,1 α 4,8
430 F	49,0	31,5	15 α 30	150 — 190	2,1 α 4,8
442	52,5	31,5	30 α 35	150 — 175	0,7 α 2,1
446	56,0	35,0	25 α 30	160 — 185	0,1 α 1,4

(*) Adaptada do livro «Stainless Steels» de Carl A. Zapffe, editado pela «American Society for Metals», 1949.

O único tratamento térmico desses aços é o recozimento, feito principalmente com o objetivo de aliviar tensões originadas em trabalho a frio. O recozimento é feito à temperatura de 800 a 850° C, de 1 a 2 horas, seguida de esfriamento em ar, óleo ou água. O tipo 430 F, de usinagem fácil é recozido a temperatura mais baixa — 675 a 800° C.

5 — **Aços inoxidáveis austeníticos** — Ainda neste grupo o cromo é o elemento de liga predominante, seu teor variando de 16 a 26 %; aparece, entretanto, o níquel, com teores de 6 % até o máximo de 22 %. Caracterizam-se por apresentarem estrutura austenítica à temperatura ambiente. Encruam com grande facilidade; apresentam também grande resistência ao choque e são difíceis de usinar a não ser que contenham enxofre ou selênio. Possuem baixa trabalhabilidade, mas soldam facilmente. São os melhores aços inoxidáveis no que diz respeito à resistência a altas temperaturas e à resistência à corrosão e à oxidação. São sujeitos, entretanto, como se viu, à prejudicial precipitação de carbonetos nos contornos dos grãos entre 400 e 900° C.

A Tabela XXXV representa os principais tipos, classificados pela AISI, de aços inoxidáveis austeníticos com suas propriedades gerais e aplicações típicas.

Do exame dessa Tabela pode-se tirar as seguintes considerações :

a) Os tipos mais populares e generalizados são os conhecidos comercialmente com a designação 18-8, com 18 % de Cr e 8 % de Ni respectivamente. São os tipos 301, 302, 304, 321 e 347. Suas variedades são : 302 B com Si elevado para melhor resistência à oxidação a altas temperaturas; 303, para usinagem fácil e 321 e 347 estabilizados contra corrosão intergranular.

b) A presença de titânio e colômbio previne a corrosão intergranular, devida à precipitação de carbonetos nos contornos dos grãos.

c) A introdução de Si melhora a resistência à formação de casca de óxido a altas temperaturas, além de melhorar a resistência à ação de certos agentes químicos.

d) O molibdênio, que constitui provavelmente a mais útil das adições aos aços 18-8, melhora as condições gerais de resistência ao ataque de muitos agentes químicos; além disso previne a corrosão inter-granular e melhora a resistência à oxidação a altas temperaturas.

e) Teores crescentes de Cr e Ni, tipos 309 e 310, aumentam a resistência à oxidação às altas temperaturas, tornando os aços resistentes ao calor e aplicáveis em serviço à temperaturas elevadas.

O tratamento térmico usual a que se submetem os aços inoxidáveis austeníticos, é uma «austenitização» seguida de resfriamento tão rápido quanto possível até a temperatura ambiente.

TABELA XXXV
Composição e Aplicações dos Aços Inoxidáveis Austeníticos

Tipo AISI	COMPOSIÇÃO QUÍMICA, %				PROPRIEDADES GERAIS E APLICAÇÕES TÍPICAS
	C	Cr	Ni	Outros elementos	
301	0,08 — 0,20	16,0 — 18,0	6,0 — 8,0	Mn — 2,0 % max.	Tipo para aplicações gerais; boa trabalhabilidade; ornamentação, utensílios domésticos, fins estruturais; equipamento para indústria química, naval, fabricação de alimentos, de transporte etc.
302	0,08 — 0,20	17,0 — 19,0	8,0 — 10,0	Mn — 2,0 % max.	Idem como acima, facilmente fabricado; para aplicações decorativas ou de resistência à corrosão.
302 B	0,08 — 0,20	17,0 — 19,0	8,0 — 10,0	Si — 2,0 a 3,0 % Mn — 2,0 % max.	Melhor resistência à formação de casca de óxido a estas temperaturas devido à presença do Si.
303	0,15 max.	17,0 — 19,0	8,0 — 10,0	P, S, Se — 0,07 min. Zr, Mo — 0,60 max.	Tipo 18-8 de usinagem fácil; para eixos, parafusos, porcas, peças de carburador, etc.
304	0,08 max.	18,0 — 20,0	8,0 — 11,0	Mn — 2,0 % max.	Tipo 18-8 de C mais baixo; soldável com menor perigo de corrosão intercrystalina; mesmas aplicações que 301 e 302.
308	0,08 max.	19,0 — 21,0	10,0 — 12,0	Mn — 2,0 % max.	Maior resistência à corrosão que o 18-8; para eletrodos de solda.
309	0,20 max.	22,0 — 24,0	12,0 — 15,0	Mn — 2,0 % max.	Bóia resistência à oxidação e mecânica a altas temperaturas; para equipamento da indústria química; peças de fornos, estufas etc.
309 S	0,08 max.	22,0 — 24,0	12,0 — 15,0	Mn — 2,0 % max.	Devido baixo C, permite soldabilidade com menor perigo de corrosão intercrystalina.
310	0,25 max.	24,0 — 26,0	19,0 — 22,0	Mn — 2,0 % max.	Bóia estabilidade às temperaturas de solda; eletrodos de solda, equipamento para indústria química; peças de fornos, estufas; resiste à oxidação até temperaturas de 1050 ou 1100°C.
316	0,10 max.	16,0 — 18,0	10,0 — 14,0	Mo — 2 a 3 %	Melhor resistência à corrosão química; para equipamento da indústria química etc.
317	0,10 max.	18,0 — 20,0	11,0 — 14,0	Mo — 3 a 4 %	Melhor resistência à corrosão que o tipo 316; idênticas aplicações.
321	0,08 max.	17,0 — 19,0	8,0 — 11,0	Ti — 5 x C min.	Tipo 18,8, estabilizado contra corrosão intercrystalina a altas temperaturas; para aplicações que exigem solda.
347	0,08 max.	17,0 — 19,0	9,0 — 12,0	Cb — 10 x C	Tipo 18-8 estabilizado para serviço a alta temperatura e onde se exige solda.

A necessidade do resfriamento rápido deriva do fato de que a melhor utilidade se tem quando o aço está inteiramente na forma austenítica, a qual é melhor garantida mediante a mais alta velocidade de resfriamento.

As temperaturas usadas variam de 1000° a 1100° C; mais precisamente os tipos 301, 302, 303, 304 e 308 são austenitizados entre 950° e 1125° C; os tipos 309, 316 e 317, entre 1000° e 1125°; o tipo 310 entre 1050° e 1075°; o tipo 321 entre 925° e 1075° e o tipo 347 entre 925° e 1100° C. As faixas mais elevadas são usadas ou quando se deseja menor dureza, ou para os tipos com teores mais elevados de liga ou ainda quando se quer garantir completa dissolução dos carbonetos livres. O resfriamento é feito em água podendo as peças pequenas serem resfriadas ao ar.

Costuma-se, também, fazer um tratamento a baixa temperatura para alívio de tensões nos aços austeníticos trabalhados a frio. As temperaturas usadas variam de 275° a 450° C. Há, com esse tratamento, igualmente certa melhora no escoamento e na resistência à tração do aço.

As principais propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos, depois de convenientemente austenitizados, estão indicadas na Tabela XXXVI.

T A B E L A X X X V I

Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Austeníticos

TIPO	Limite de resist. à tração kg/mm ²	Limite de escoamento kg/mm ²	Along. em 2" %	Dureza Brinell	Resiliência Izod kgm
301	70	28	50 — 60	155 — 175	9,7 — 15,2
302	59,5	24,5	50 — 60	140 — 160	9,7 — 15,2
302 B	66,5	28,0	50 — 60	150 — 170	11 — 13,8
303	59,5	24,5	30 — 55	155 — 175	9,7 — 15,2
304	59,5	21,0	50 — 60	140 — 160	9,7 — 15,2
308	59,5	24,5	50 — 60	145 — 165	—
309	63,0	28,0	45 — 50	165 — 185	9,7 — 15,2
310	63,0	28,0	45 — 50	165 — 185	6,9 — 13,8
316	56,0	24,5	50 — 60	140 — 160	9,7 — 15,2
317	56,0	24,5	50 — 60	140 — 160	9,7 — 15,2
321	59,5	24,5	50 — 55	145 — 160	9,7 — 15,2
347	59,5	24,5	45 — 55	145 — 160	9,7 — 15,2

6 — Aços resistentes ao calor — a) **Introdução** — Os materiais metálicos resistentes ao calor são os que apresentam a capacidade de suportarem as condições de serviço quando ex-

postos quer continuamente quer intermitentemente a temperaturas superiores a cerca de 550° C.

Muitos aços-carbono de baixo teor em liga são usados com certo êxito, quando sujeitos a esforços de pequeno vulto, a temperaturas até aproximadamente 480° C.

Dentre os aços, entretanto, os mais indicados para serviço a alta temperatura, são os que contém cromo ou cromo e níquel em altos teores.

Os principais campos de aplicação desses materiais estão localizados nas indústrias de refino de petróleo, de fornos, de equipamento químico, equipamento para tratamento térmico, equipamento para usinas de força, turbinas a gás e a vapor, válvulas de automóvel, aviões, etc...

Quais os requisitos exigíveis de um material que opera a altas temperaturas?

É óbvio que a temperaturas elevadas — acima, por exemplo de 425° C — as propriedades que os metais apresentam à temperatura ambiente começam a perder seu significado, pois, além do valor da carga e da velocidade e duração de sua aplicação, outros fatores devem ser considerados. As propriedades que devem ser consideradas às altas temperaturas são: fluência («creep»), expansão térmica, estabilidade estrutural e resistência à corrosão; em segundo lugar, limite de fadiga e resiliência.

Sabe-se que a fluência é a deformação lenta que ocorre num metal quando o mesmo fica sujeito a uma carga constante durante longo período de tempo. Em aplicações a altas temperaturas, como turbinas a gás ou a vapor, esse característico é de grande importância, porque nesses como em muitos outros casos de serviço a temperaturas elevadas, uma estrutura ou uma peça metálica fica inutilizada se, em serviço, se alongar acima de 0,01 a 0,10 %.

A expansão térmica é característico muito importante sob o ponto de vista de projeto, quando se exige nas peças tolerâncias de dimensões muito estreitas.

A estabilidade estrutural é outro requisito que deve ser considerado porque certas ligas, ainda que apresentando alta resistência inicial, quando sujeitas a elevadas temperaturas podem falhar a tensões muito menores devido a ter ocorrido alguma modificação na sua estrutura interna, como por exemplo, precipitação de constituintes frágeis nos contornos dos grãos e outras alterações.

É evidente a importância da resistência à corrosão, sobretudo quando se considera que quase todos os meios tendem a se tornar corrosivos quando as temperaturas são elevadas. As consequências do ataque corrosivo são mais graves, quando a corrosão for localizada ou quando for de natureza intergranular.

A fadiga é afetada pela corrosão diferencial ou localizada e pela instabilidade estrutural, pois tais fenômenos causam concentração de tensões.

TABELA XXXVII
Composição dos Aços Resistentes ao Calor

TIPO	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	Cb	Ti	Outros elementos
AÇOS — CROMO										
501 AISI	0,10 (min.)	1,00 (max.)	1,00 (max.)	4,00 — 6,00	—	—	—	—	—	—
7 Cr	0,15 (max.)	0,60 (")	0,50 — 1,00	6,00 — 8,00	—	0,45 — 0,65	—	—	—	—
9 Cr	0,15 (")	0,60 (")	1,00 (max.)	8,00 — 10,0	—	0,90 — 1,10	—	—	—	—
403 AISI	0,15 (")	1,00 (")	0,50 (")	11,5 — 13,0	—	—	—	—	—	—
410 AISI	0,15 (")	1,00 (")	1,00 (")	11,5 — 13,5	—	—	—	—	—	—
430 AISI	0,12 (")	1,00 (")	1,00 (")	14,0 — 18,0	—	—	—	—	—	—
442 AISI	0,25 (")	1,00 (")	1,00 (")	18,0 — 23,0	—	—	—	—	—	—
446 AISI	0,35 (")	1,50 (")	1,00 (")	23,0 — 27,0	—	—	—	—	—	(max.) N — 0,25
AÇOS — CROMO — NIQUEL										
302 AISI	0,08 — 0,20	2,00 (max.)	1,00 (max.)	17,0 — 19,0	8,0 — 10,0	—	—	—	—	—
302B AISI	0,08 — 0,20	2,00 (")	2,0 — 3,0	17,0 — 19,0	8,0 — 10,0	—	—	—	—	—
304 AISI	0,08 (max.)	2,00 (")	1,00 (max.)	18,0 — 20,0	8,0 — 11,0	—	—	—	—	—
309 AISI	0,20 (")	2,00 (")	1,00 (")	22,0 — 24,0	12,0 — 15,0	—	—	—	—	—
310 AISI	0,25 (")	2,00 (")	1,50 (")	24,0 — 26,0	19,0 — 22,0	—	—	—	—	—
316 AISI	0,10 (")	2,00 (")	1,00 (")	16,0 — 18,0	10,0 — 14,0	2,0 — 3,0	—	—	5 x C	—
321 AISI	0,08 (")	2,00 (")	1,00 (")	17,0 — 19,0	8,0 — 11,0	—	—	10 x C	—	—
347 AISI	0,08 (")	2,00 (")	1,00 (")	17,0 — 19,0	9,0 — 12,0	—	—	0,30	0,20	—
19-9 DL	0,25	0,50	0,60	19,0	9,0	1,25	1,20	—	—	—
16-25-6 (Timken)	0,10	1,35	0,70	16,72	25,23	6,25	—	—	—	N — 0,147

Em resumo, podem ser feitas as seguintes generalizações relativamente aos aços resistentes ao calor:

— estruturas estáveis são mais resistentes que as meta-estáveis;

— estrutura de granulação grosseira é mais resistente que a de granulação fina (oposto do que ocorre à temperatura ambiente);

— estruturas austeníticas são mais resistentes que as feríticas.

b) **Tipos de aços resistentes ao calor** — Dois grupos principais devem ser considerados:

— aços-cromo;

— aços-cromo-niquel.

Os principais tipos dos dois grupos estão representados na Tabela XXXVII.

A resistência à oxidação desses aços está indicada na Tabela XXXVIII, onde se pode notar as temperaturas máximas para operação satisfatória dos aços em questão, sem que haja excessiva formação de casca de óxido.

TABELA XXXVIII

Temperaturas Máximas Comparativas para Operação de Aços Resistentes ao Calor sem excessiva Oxidação

Aços — Cr	Temperatura máxima °C	Aços — Cr-Ni	Temperatura máxima °C
501 AISI	620	302 — 304 AISI	900
7 Cr	650	302 B AISI	985
9 Cr	675	309 AISI	1090
403 — 410 AISI	705	310 AISI	1150
430 AISI	840	316 AISI	900
442 AISI	955	321 AISI	900
446 AISI	1090	347 AISI	900

Quanto às propriedades mecânicas, a Tabela XXXIX mostra, para alguns tipos de aços resistentes ao calor, os valores do limite de resistência à tração, da resistência à ruptura e da fluência a várias temperaturas.

O gráfico da Figura 61 mostra as propriedades de resistência à ruptura e fluência em função de várias temperaturas, para diversos tipos de aços resistentes ao calor. Estão incluídas também as curvas para um aço de baixo carbono, para servir, por assim dizer, de ponto de referência.

TABELA XXXIX

Algumas Propriedades Mecânicas de certos Aços Resistentes ao Calor em Função da Temperatura *

Temperatura oC	Tipo 501			Tipo 410			Tipo 446			Tipo 304 (18-8)			Tipo 310		
	Resist. tração kg/mm ²	Resist. ruptura kg/mm ²	Fluência kg/mm ²	Tração kg/mm ²	Ruptura kg/mm ²	Fluência kg/mm ²	Resist. tração kg/mm ²	Ruptura kg/mm ²	Fluência kg/mm ²	Resist. tração kg/mm ²	Ruptura kg/mm ²	Fluência kg/mm ²	Resist. tração kg/mm ²	Ruptura kg/mm ²	Fluência kg/mm ²
Ambiente	53,5	—	—	62,5	—	—	58	—	—	61	—	—	67	—	—
95	44	—	—	58	—	—	54,5	—	—	55	—	—	65	—	—
205	42	—	—	53	—	—	51,5	—	—	52	—	—	61,5	—	—
315	40,5	—	—	51	—	—	50	—	—	51	—	—	59,5	—	—
425	39	—	—	46	—	—	48	—	—	48,5	—	—	59	—	—
540	31	13,6	6,3	31	—	7,7	43	—	—	40,5	—	—	56,5	—	14
650	17	4,2	1,4	15,5	—	1,4	17	2,8	—	31	10,5	—	43	12,0	6,3
760	8,5	1,4	—	6,5	—	—	8,5	1,2	—	20,5	4,9	—	28	5,0	1,6
870	—	—	—	6,6****	—	—	3,8	—	—	11	—	—	17,5	2,1	—
985	—	—	—	5	—	—	2	—	—	6	—	—	9,5	1,4	—
1090	—	—	—	3	—	—	1,5	—	—	3,8	—	—	5,5	—	—
1205	—	—	—	1,8	—	—	0,87	—	—	—	—	—	3,5	—	—
1315	—	—	—	0,35	—	—	—	—	—	—	—	—	2,5	—	—

* A Tabela acima foi adaptada do «Metals Handbook» edição de 1948, onde, às páginas 563 até 569, podem ser obtidos dados completos.

** Tensão para ruptura em 100 horas.

*** Tensão para 1% de fluência em 10.000 horas.

**** Aumento devido à transformação da ferrita em austenita.

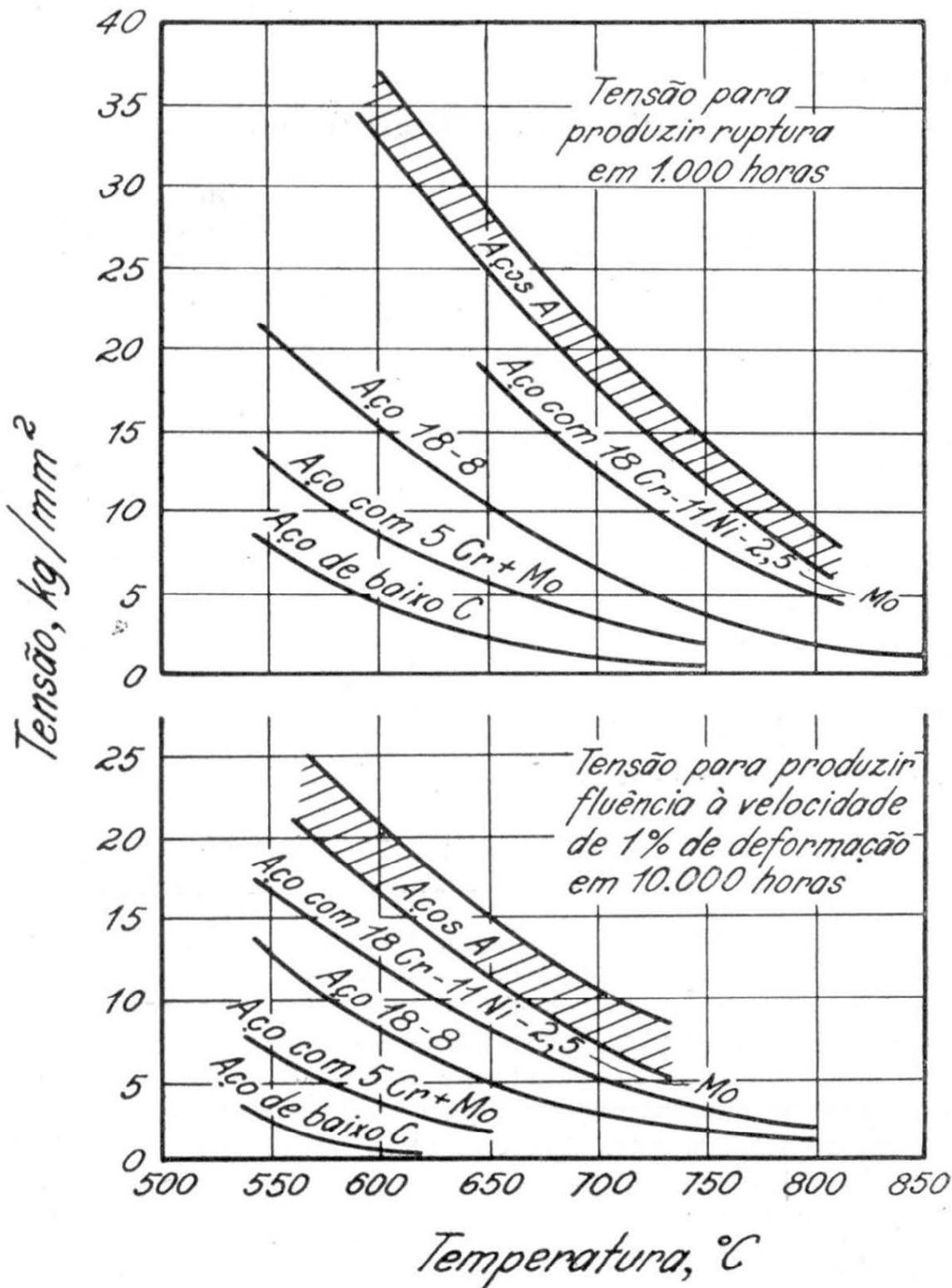


FIG. 61 — Relação entre a resistência à fluência e resistência à ruptura de um lado e temperatura de outro para alguns tipos de aços resistentes ao calor. Os aços representados por «A» são dos tipos 19-9 DL e 16-25-6 (Adaptada do livro «Structure and Properties of Alloys» de R. M. Brick e A. Phillips», editado pela McGraw Hill Book Co. — 1949).

Materiais Magnéticos

A utilização dos aços como materiais ferromagnéticos só pode ser discutida com base em suas propriedades magnéticas. As suas propriedades mecânicas e químicas que têm constituído as características para a comparação dos materiais até aqui estudados, quase sempre podem ser ignoradas.

Costuma-se incluir no estudo dos aços para fins elétricos outros materiais com propriedades ferromagnéticas, que não contém ferro, e o assunto é sempre abordado sob o título mais geral de «Materiais Magnéticos».

A produção desses materiais representa 1 % da produção de ferro e aço, sendo portanto equivalente à dos aços inoxidáveis, ou dos produtos de metalurgia do pó, mas, por tratar-se de materiais para fins especializados, não se faz grande propaganda em torno de suas características, havendo mesmo certa reserva na divulgação, com caráter publicitário, de informações técnicas a respeito desses materiais.

A aplicação dos materiais magnéticos é das mais extensas no campo da indústria elétrica, exigindo-se características especiais tanto no caso de um pequeno motor para relógio elétrico, como no de um motor de grande potência para acionamento de um laminador, ou, no caso de um transformador de alta frequência para rádio comunicações, ou de alta potência para uma rede de distribuição de força. Particularmente nestes casos em que se lidam com potências extremamente baixas, ou extremamente altas, é que as exigências quanto às propriedades magnéticas e elétricas se tornam mais imperativas.

Até poucos anos atrás as companhias de equipamentos elétricos faziam seus produtos de um modo mais ou menos empírico, louvando-se apenas em sua experiência industrial. Com o atual desenvolvimento das aplicações desses materiais despertou-se o interesse dos pesquisadores, tanto no campo fundamental, como de novas aplicações, desenvolvendo-se o conhecimento das propriedades desses materiais, de modo a permitir a compreensão de certos fenômenos e a correlação entre magnetismo, composição química e estrutura.

Como o estudo dos materiais incluídos neste capítulo só poderá ser feito através de suas propriedades magnéticas é conveniente que se faça uma rápida recordação do significado físico dessas propriedades.

Magnetismo — O tratamento quantitativo dos fenômenos magnéticos originaram-se com a descoberta de Coulomb da lei de atração entre polos magnéticos. Daí se tornou possível definir a unidade de polo, ou massa magnética, como a massa magnética que provoca em uma massa idêntica, colocada à distância de 1 cm, uma força repulsiva de 1 dina.

Os fenômenos magnéticos na natureza são sempre dipolares, isto é, implicam na existência de dois polos com massas magnéticas contrárias, guardando entre si um certo afastamento.

O conceito de polo isolado só é utilizado com o objetivo de facilitar a compreensão da natureza dos campos magnéticos, cujo aspecto físico pode ser materializado se introduzirmos o conceito de linhas de força, que são linhas normais às superfícies equipotenciais que envolvem os polos magnéticos. Essas linhas representam os circuitos magnéticos que emanam ou convergem a um polo. Por definição considera-se que uma esfera de 1 cm de raio envolvendo um polo magnético unitário é penetrada por 4π linhas de força, portanto, cada centímetro quadrado da superfície dessa esfera é atravessado por uma linha de força.

Intensidade de um campo magnético, ou força magnetizante

Materializando-se o campo magnético com o conceito de linhas de força, a intensidade do campo corresponde ao número de linhas que atravessa a unidade de área normal à direção do campo.

A unidade de intensidade de campo magnético recebe o nome de oersted e corresponde à intensidade de um campo que exerce uma força de 1 dina, numa unidade de massa magnética nele colocada. Portanto, a 1 cm de um polo unitário a intensidade de um campo magnético é de 1 oersted.

Intensidade de magnetização e indução magnética

Define-se quantitativamente o magnetismo de uma substância, ou sua intensidade de magnetização, ou simplesmente, magnetização, pelo número de polos magnéticos unitários existentes por unidade de área numa seção do material.

Se o número de polos unitários na extremidade de uma barra de comprimento «l» for «m», e a área da seção for «α», a intensidade de magnetização «I» será dada pela relação: $I = m/\alpha$.

Demonstra-se que I representa também o momento magnético «M» por unidade de volume, pois:

$$M = ml$$

$$v = \alpha l \therefore l = \frac{v}{\alpha}$$

$$M = m \frac{v}{\alpha} = Iv \quad \text{ou} \quad I = \frac{M}{v}$$

Sabemos que um campo magnético pode também ser produzido por uma corrente elétrica. Se o condutor fôr enrolado em forma de anel ou em solenoide, a circulação de corrente gerará um campo magnético cuja intensidade será função da intensidade da corrente e do número de espiras. Esse campo magnético é designado pelo símbolo «H» e também pode ser medido em oersted. No caso particular de um solenoide longo, com «n» espiras por centímetro e percorrido por uma corrente de «i» amperes, a intensidade do campo no centro do solenoide será:

$$H = \frac{4 \pi ni}{10} \text{ oersted}$$

Se introduzirmos nesse solenoide um núcleo ferromagnético, o campo H induzirá no núcleo, linhas de magnetização, devido a natureza ferromagnética do material. Fisicamente isso corresponde a um alinhamento dos dipolos elementares do material, na direção do campo. Sendo o momento dos dipolos por unidade de volume igual à intensidade de magnetização I, haverá $4 \pi I$ linhas de força por unidade de área do polo magnético do núcleo. O fator 4π decorre do fato de que cada polo unitário produz um campo unitário em todos os pontos da superfície esférica de raio unitário que envolve o polo.

O número total de linhas de força no solenoide será agora igual a $H + 4 \pi I$, o que recebe o nome de indução magnética «B»

$$B = H + 4 \pi I$$

A indução magnética correspondente a uma linha de força por centímetro quadrado recebe o nome de 1 gauss. No sistema inglês ela é expressa em linhas por plegada quadrada e não tem um nome especial.

Intensidade de saturação

Quando todos os dipolos elementares do material magnético estiverem perfeitamente alinhados com o campo externo, a intensidade de magnetização atinge um valor máximo, recebendo o nome de intensidade de saturação I_s . Essa intensidade de saturação depende da composição química, das fases presentes na estrutura do material e de seu volume.

Permeabilidade

O valor da indução magnética por unidade de intensidade do campo recebe o nome de permeabilidade.

$$\mu = \frac{B}{H}$$

Como veremos adiante, nos materiais ferromagnéticos, B não é função linear de H, de modo que, a permeabilidade não é constante e depende da intensidade do campo magnetizante.

Suscetibilidade

É definida pela relação $K = \frac{I}{H}$, de modo que, está relacionada à permeabilidade, da seguinte maneira:

$$B = H + 4\pi I$$

dividindo por H:

$$\frac{B}{H} = 1 + 4\pi \frac{I}{H}$$

ou

$$\mu = 1 + 4\pi K$$

Propriedades magnéticas da matéria

Demonstra-se que tôdas as substâncias, em qualquer estado físico possuem propriedades magnéticas e podem ser classificadas numa das seguintes categorias: 1 — Materiais diamagnéticos; 2 — Materiais paramagnéticos e 3 — Materiais ferromagnéticos.

Si colocarmos diversas substâncias num campo magnético observaremos que algumas orientar-se-ão na direção do campo, ficando fortemente magnetizadas. Estas recebem o nome de ferromagnéticas. Outras se magnetizam fracamente, mas também se orientam paralelamente ao campo e são chamadas paramagnéticas e, finalmente, outras dispôr-se-ão normais ao campo, caso êste não seja uniforme, e são as diamagnéticas. Como os efeitos magnéticos nas substâncias dia e paramagnéticas são relativamente fracos, elas são consideradas como materiais não magnéticos.

O diamagnetismo é uma propriedade inerente a todos os materiais e só não é detectável na presença de efeitos paramagnéticos, ou ferromagnéticos, mais intensos.

Langevin demonstrou que a aplicação de um campo magnético num sistema de eletrons em movimento de translação induz um momento magnético que se opõe ao campo externo. A variação do momento induzido com o campo é a suscetibilidade diamagnética. Tanto a teoria de Langevin como as observações experimentais demonstram que essa suscetibilidade é independente da temperatura.

Nos elementos que possuem orbitas eletrônicas incompletas os momentos magnéticos resultantes dos movimentos de translação e de rotação dos eletrons podem não se compensarem e cada átomo no reticulado comportar-se-á como um dipolo magnético, com orientação a esmo. A aplicação de um campo magnético externo tenderá orientar êsses dipolos na direção do campo, o que constitui o efeito paramagnético. Nestas circunstâncias, explica-se a influência da temperatura neste efeito. No trata-

mento teórico do problema, Langevin calculou a relação entre o momento magnético induzido e a temperatura, obtendo resultado que se verifica com bôa aproximação pelas determinações experimentais.

Em alguns casos, como como por exemplo no do cobre, o paramagnetismo fraco dos eletrons das orbitas incompletas não contrabalança a contribuição diamagnética das orbitas internas,

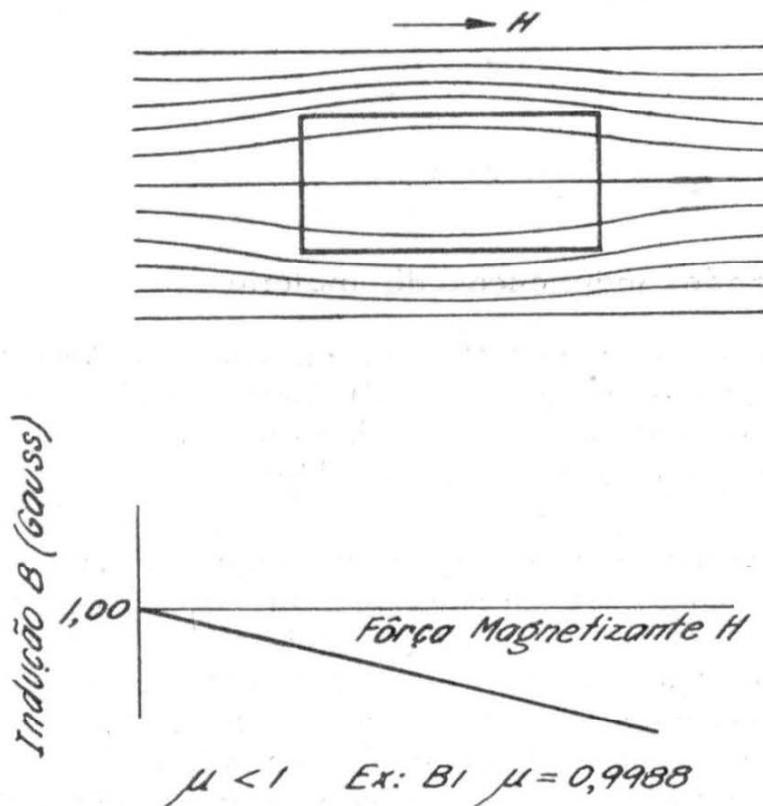
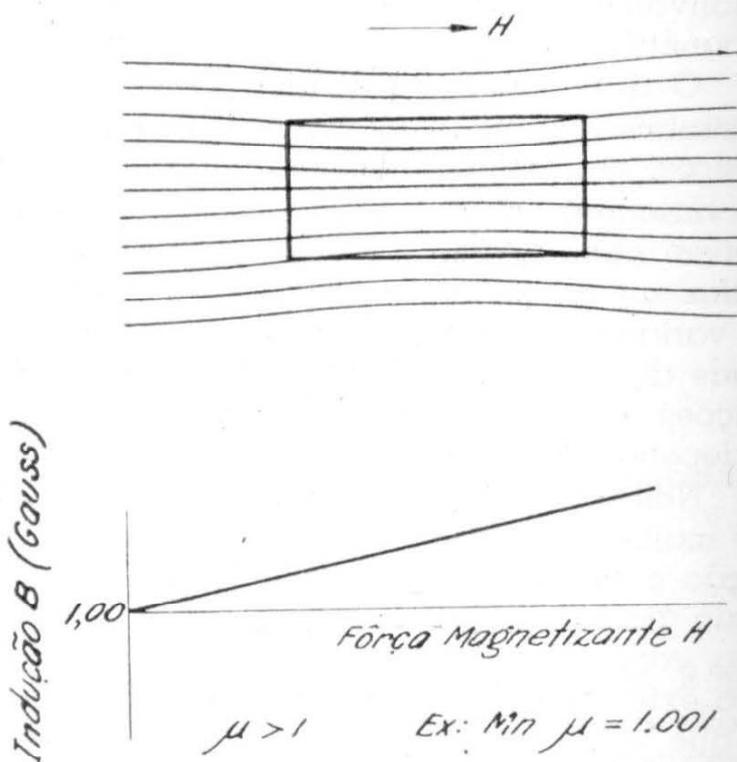


FIG. 62 — Distribuição das linhas de fôrça na transição do ar, ou do vácuo, para um material diamagnético. Diagrama B vs. H para o mesmo material.

FIG. 63 — Distribuição das linhas de fôrça na transição do ar, ou do vácuo, para um material paramagnético. Diagrama B vs. H para o mesmo material.



de modo que, o efeito resultante é diamagnético. As figuras n^{os} 62 e 63 esquematizam a distribuição das linhas de força nesses dois tipos de materiais.

Os materiais ferromagnéticos diferem dos paramagnéticos por possuírem uma permeabilidade que pode atingir valores milhares de vezes maiores que a dos materiais paramagnéticos, cuja permeabilidade é constante e pouco superior a 1. Além disso, a permeabilidade dos materiais ferromagnéticos depende da intensidade do campo magnetizante, como mostra a fig. 64.

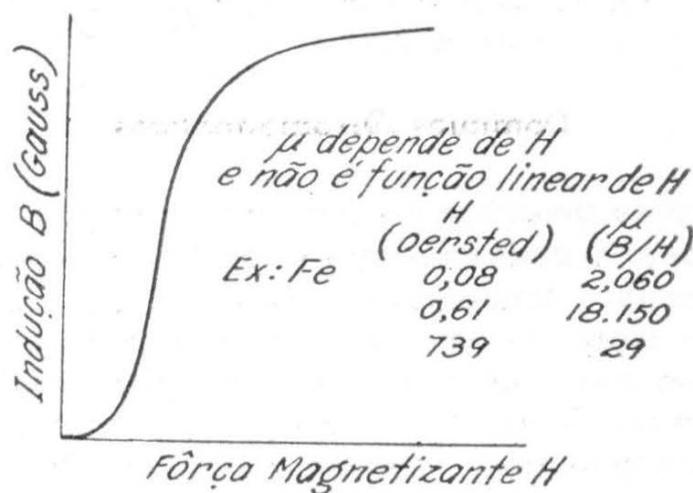
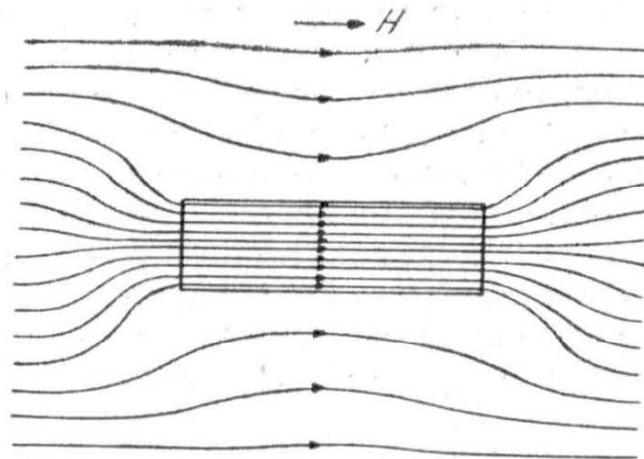


FIG. 64 — Distribuição das linhas de força na transição do ar, ou do vácuo, para um material ferromagnético. Diagrama B vs. H para o mesmo material.

Para a explicação do ferromagnetismo devemos levar em conta dois fenômenos importantes: 1) Que esse comportamento só se observa em 4 dos 92 elementos conhecidos, isto é, no ferro, cobalto, níquel e gadolínio; 2) Que o elevado momento magnético apresentado por esses elementos depende do campo magnetizante.

O estudo teórico do assunto levou à conclusão que o efeito ferromagnético depende do spin dos elétrons, de modo que, cada

eletron girando em torno de sí próprio comporta-se como no caso das substâncias paramagnéticas como um dipolo elementar. Estes podem ser orientados paralelos aos campos externos mas, normalmente não estão completamente orientados. O estado de mínima energia num sistema atômico dá-se quando um certo número desses imãs elementares estão orientados numa direção e um número equivalente, em sentido oposto. A propriedade ferromagnética se manifesta quando o número de spins eletrônicos (momento magnético devido ao spin) paralelos ao campo aplicado ultrapassa o número de antiparalelos.

O fato do ferromagnetismo só ser observado nos 4 elementos citados não é acidental. Esses elementos de transição são caracterizados por possuírem orbitas de alta densidade eletrônica, não saturadas (orbitas d e f), de modo que, tal equilíbrio não se verifica. A teoria moderna, baseada na mecânica quântica, estabelece que, em determinadas condições, o estado de mínima energia nessas orbitas ocorre quando há uma preponderância de spins paralelos sobre antiparalelos. Essas condições são: 1) Que o material esteja no estado sólido; 2) Que a relação entre as distâncias interatômicas e os raios das orbitas citadas esteja dentro de certos limites.

Aplicando essas condições a diversos elementos, Bethe e outros pesquisadores verificaram que elas são satisfeitas pelos quatro elementos ferromagnéticos.

Domínios ferromagnéticos

As condições descritas no paragrafo anterior, quando satisfeitas, permitem a interação entre os eletrons das orbitas 3 d, de átomos visinhos tendendo orientá-los magneticamente numa direção. Esse efeito se estende a pequenos volumes do cristal, delimitando no seu interior regiões da ordem de 10^{-9} cm³, chamadas domínios. Nessas condições cada cristal, ou grão, de um metal ferromagnético, mesmo na ausência de um campo magnetizante externo, se acha dividido em domínios ferromagnéticos, com as características de dipolos elementares. O estado macroscópico de desmagnetização é explicado como um resultado estatístico da orientação a esmo dos domínios ferromagnéticos.

Uma demonstração prática dessa teoria foi dada por Bitter, que obteve desenhos em superfícies polidas de cristais ferromagnéticos pela distribuição zonada de Fe₂O₃, em pó. Mais tarde, determinando-se as curvas de magnetização por métodos eletrônicos sensíveis, observou-se que elas apresentam discontinuidades durante a magnetização, que correspondem às que resultariam de mudanças de direção em domínios da ordem de grandeza dos propostos pela teoria.

Curva de magnetização

Uma curva de magnetização, como a que se vê na fig. 65, nos dá a variação da indução B , com a força magnetizante H .

Nessa figura, o trecho que parte da origem e atinge o ponto mais elevado da curva, corresponde a curva de magnetização e o ciclo fechado pela linha externa representa o ciclo de histerese, que decorre do fato dos fenômenos de magnetização não serem fenômenos reversíveis, pois, com a diminuição do campo H , B não diminui de acordo com a curva de magnetização.

O coeficiente angular das retas traçadas da origem a pontos da curva de magnetização representa a permeabilidade do material, na correspondente intensidade do campo magnetizante, ou da indução B . Pelo desenvolvimento da curva de magnetização do ferro puro pode-se vêr que a permeabilidade varia com o

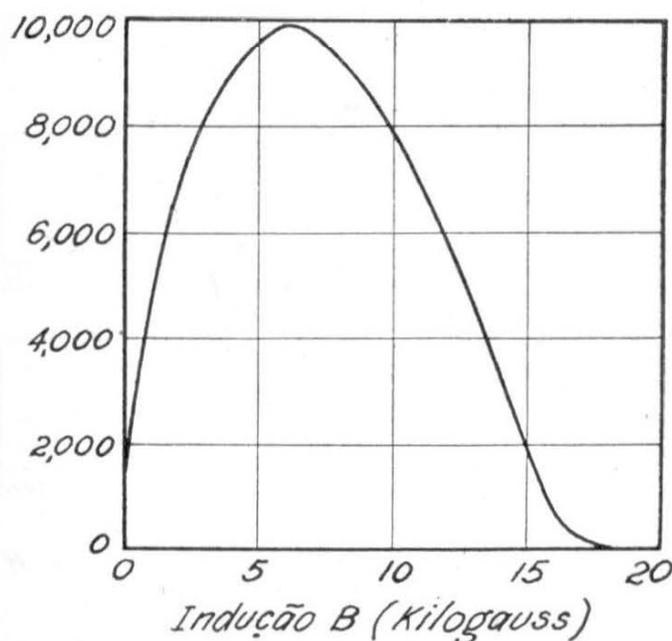


FIG. 66 — Relação entre a permeabilidade e a indução magnética do ferro puro. (Stanley)

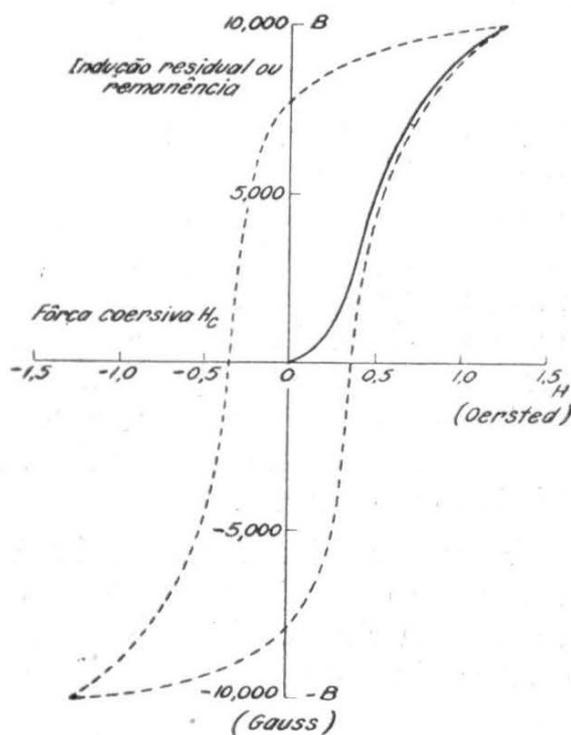


FIG. 65 — Curva de magnetização e ciclo de histerese do ferro.

campo magnetizante de um modo não linear, passando por um máximo, que corresponde à tangente tirada da origem ao cotovelo da curva. A figura 66 nos mostra, ainda no caso do ferro puro, a variação da permeabilidade μ com a indução B .

Como B está relacionado a H pela expressão

$$B = H + 4\pi I$$

B cresce ilimitadamente com H .

Se em lugar de B traçarmos uma curva de magnetização locando $B-H$ vs. H à parte superior dessa curva tenderá assintoticamente para um valor máximo de $B-H$. Esse valor máximo está relacionado à intensidade de saturação I_s , pela expressão:

$$(B-H)_{\max} = 4 \pi I_s$$

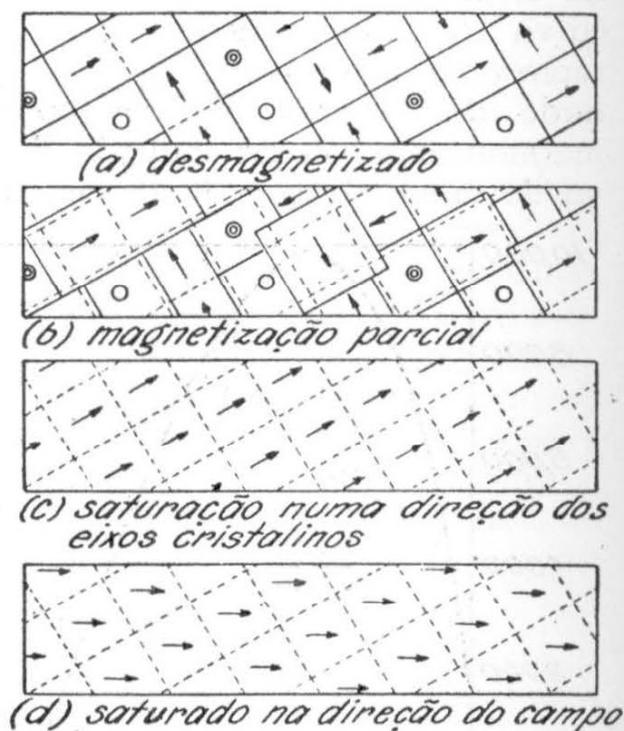
Voltando à curva da figura 65, com a eliminação do campo H o valor de B não volta a zero, mas, se reduz a um valor que recebe o nome de indução residual, ou remanência. Essa remanência representa a magnetização retida pelo material. Se em seguida aplicarmos um campo de sentido oposto, o valor da magnetização residual decrescerá progressivamente até zero. O valor do campo desmagnetizante que anula a magnetização residual recebe o nome de força coerciva. Para campos desmagnetizantes mais intensos o ciclo se repete de modo análogo e simétrico ao descrito.

A irreversibilidade dos fenômenos de magnetização exige um consumo de energia para que um dado volume de material percorra um ciclo de histerese. Essa energia é dissipada na forma de calor durante a orientação dos domínios ferromagnéticos e está relacionada à área do ciclo de histerese. No caso de campos continuamente alternantes, como os que ocorrem nos transformadores, a cada ciclo da tensão corresponderá uma perda proporcional a área do ciclo de histerese do material do núcleo. Por outro lado, as variações do fluxo magnético geram no núcleo correntes elétricas que também se dissipam na forma de calor e que recebem o nome de correntes de Foucault.

A soma da perda devido à histerese com a perda devido às correntes de Foucault recebe no nome de perda do núcleo e constitui uma característica importante para a classificação dos materiais para núcleos de transformadores.

Características das curvas de magnetização

Na parte inicial das curvas de magnetização os fenômenos são praticamente reversíveis e B varia de um modo aproximadamente linear



X Eixos do cristal → H

FIG. 67 — Mudança na orientação dos domínios ferromagnéticos de um cristal durante o processo de magnetização. (Bozorth)

com H . Nessa região os domínios com orientação favorável, em relação ao campo magnetizante, crescem às expensas dos domínios vizinhos desfavoravelmente orientados, pelo movimento de seus contornos, mantendo sua orientação com relação aos eixos cristalográficos. Vêr fig. 67.

A parte média da curva é a região onde as perdas por histerese ocorrem. Aqui a magnetização é irreversível e resulta de mudanças bruscas na orientação dos domínios, associadas ainda a movimentos dos contornos. O cotovelo da curva corresponde a orientação de todos os domínios paralelamente aos eixos cristalográficos que mais se aproximam da direção do campo. Na parte superior da curva, onde a magnetização tende à saturação, o fenômeno é novamente reversível. Ele resulta da progressiva orientação dos domínios no sentido do campo.

Anisotropia dos materiais magnéticos

De um modo geral observa-se que nos materiais policristalinos a suscetibilidade magnética é idêntica em tôdas as direções. Se considerarmos porém um cristal isolado veremos que êle apresenta maior ou menor tendência para magnetizar-se de acôrdo com determinadas direções cristalográficas. As figuras 68 e 69 ilustram esta afirmação. No caso do ferro, (fig. 68), as direções $[100]$ são as de maior suscetibilidade, ao passo que para o níquel as direções $[111]$ são as mais favoráveis.

Essa particularidade não teria importância prática se certos materiais magnéticos, como as ligas Fe-Si, não manifestassem orientações preferenciais. Certos metais e ligas metálicas quando encruados por laminação até determinadas percentagens de redução, ao se recristalizarem, por recozimento, desenvolvem os novos grãos com seus eixos cristalográficos em orientações preferenciais. Nessas condições o comportamento anisotrópico dos cristais individuais e a orientação preferencial desses cristais

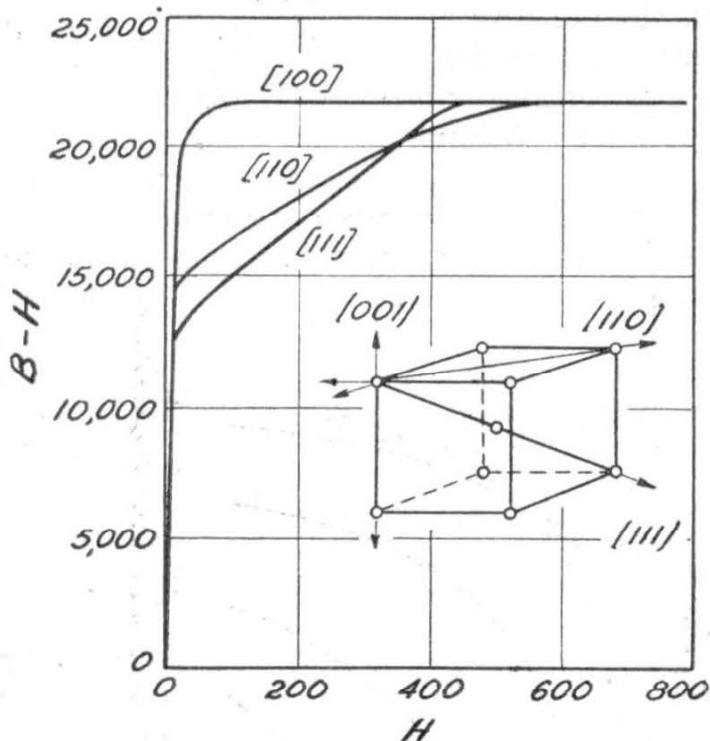


FIG. 68 — Anisotropia magnética de um cristal de ferro. (Bozorth)

podem proporcionar a um produto melhores propriedades magnéticas em determinadas direções. É o caso das chapas Hipersil, (Fe com 3,25% de Si), para transformadores.

Efeito de inclusões, fissuras e constituintes não magnéticas

A força magnetizante efetiva H_{ef} , é constituída por duas parcelas: H_f que representa a intensidade do campo externo e H_d que representa os campos desmagnetizantes. Assim:

$$H_{ef} = H_f - H_d$$

Os campos desmagnetizantes são os campos que se formam nos entreferros naturais, ou resultantes de trincas internas e nas inclusões e constituintes não magnéticas.

O aumento desses defeitos, ou desses constituintes, diminui a força magnetizante efetiva e isso altera a curva de magnetização, como mostra a fig. 70.

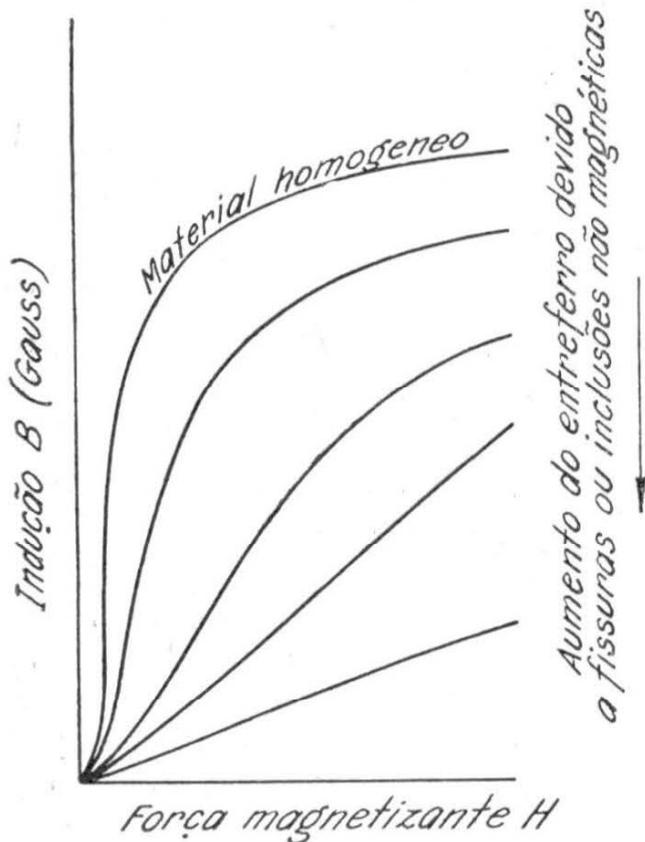


FIG. 70 — Influência da concentração de fissuras, ou inclusões, na curva B vs. H de um material ferromagnético. (Stanley)

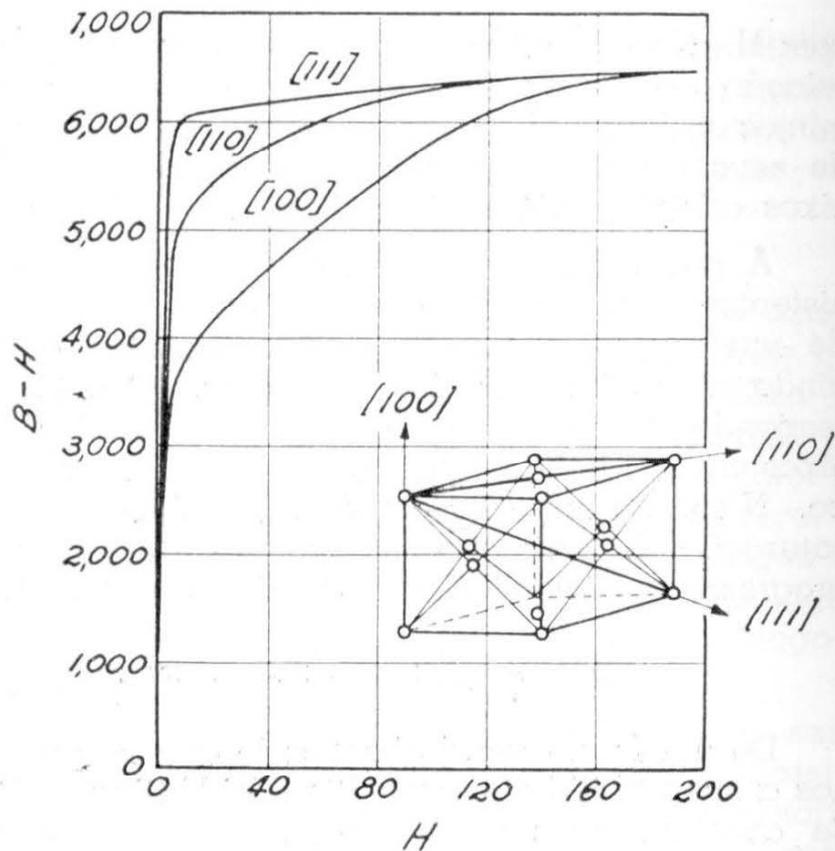


FIG. 69 — Anisotropia magnética de um cristal de níquel. (Bozorth)

Influência de temperatura nas propriedades ferromagnéticas — Ponto Curie

Opondo-se as forças ordenadoras das interações atômicas, que promovem a formação dos domínios ferromagnéticos, existem as forças provocadas pela agitação térmica, que podem causar o desaparecimento desses domínios. Como estas aumentam com a temperatura, há para todos os materiais ferromagnéticos níveis de temperatura acima dos quais o efeito dispersivo da agitação térmica anula a tendência orientadora das forças de interação atômica, de modo que, o material perde suas propriedades ferromagnéticas. Essa temperatura de transição recebe o nome de Ponto Curie.

Resfriando-se o material abaixo do ponto Curie suas características ferromagnéticas são recuperadas. A fig. 71 mostra a variação da intensidade de saturação do ferro com a temperatura.

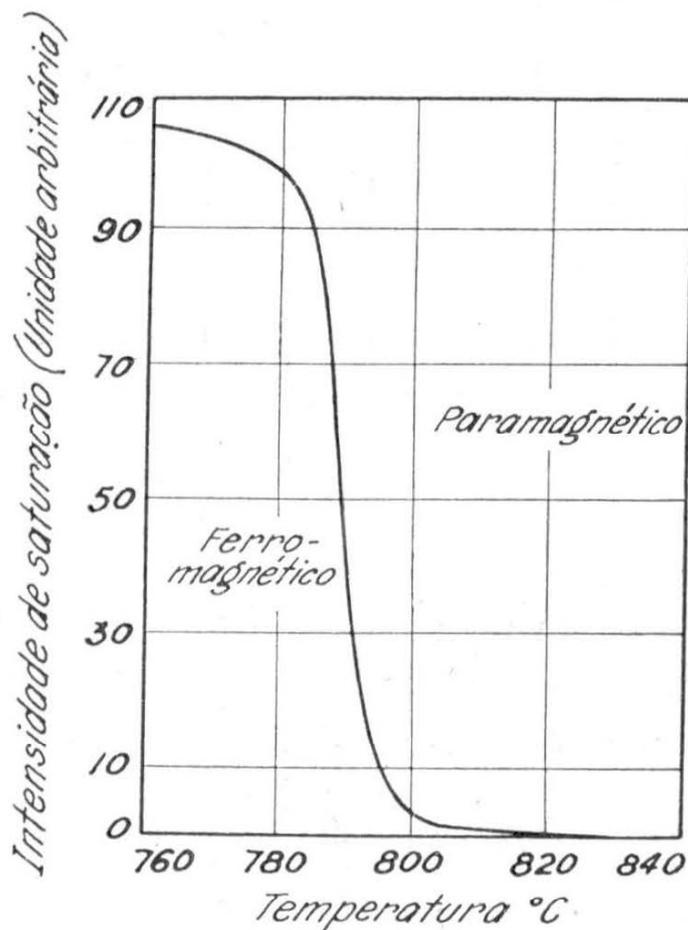


FIG. 71 — Perda das propriedades ferromagnéticas do ferro, no aquecimento. (Stanley)

Magnetoestricção

A magnetoestricção abrange tôdas as mudanças de dimensões que sofrem os materiais ferromagnéticos quando submetidos a campos magnetizantes. Esse fenômeno recebe várias denominações, como por exemplo, efeito Joule, quando se trata da variação do comprimento da peça, em campos transversais; efeito Barrett, quando é a variação do volume e efeito Wiedemann,

quando as variações de dimensões devido a campos radiais provocam movimentos de torção.

A fig. 72 mostra a variação do efeito Joule nas ligas Fe-Ni para diferentes forças magnetizantes.

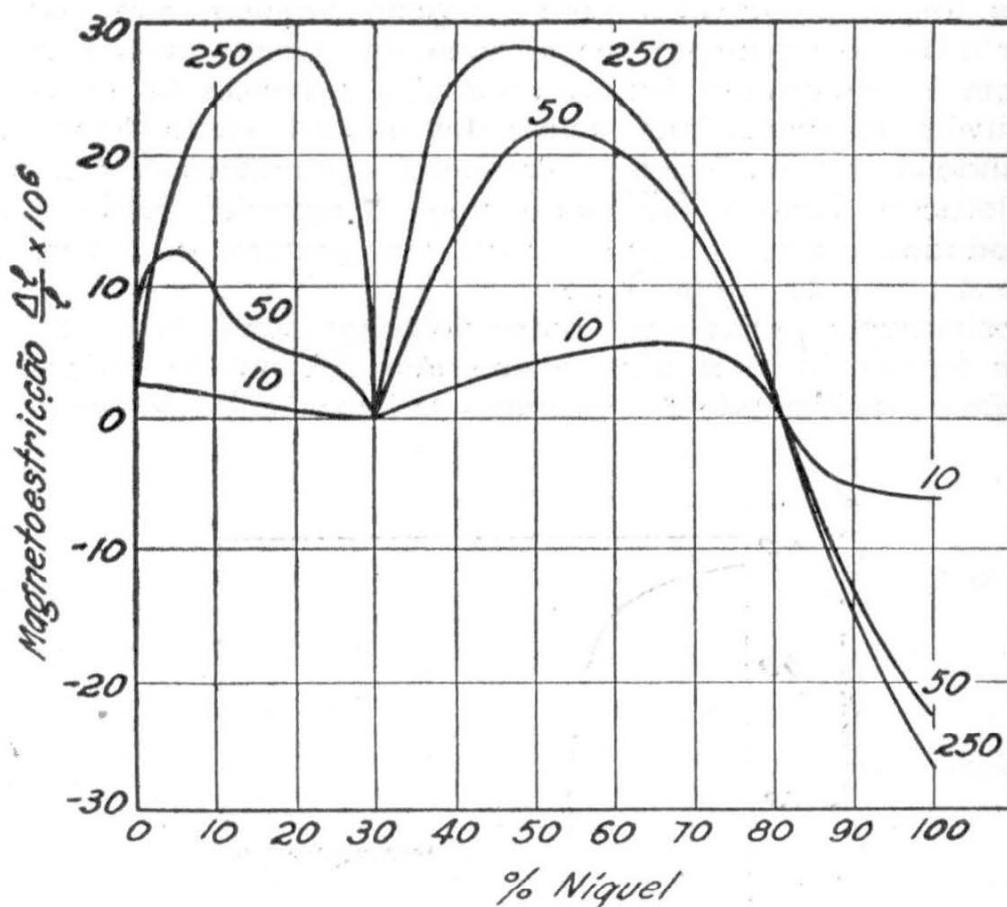


FIG. 72 — Magnetoestricção no sistema Fe-Ni. (Stanley)

Os materiais que se alongam quando submetidos a um campo magnético possuem uma magnetoestricção positiva. Nestes materiais a permeabilidade aumenta devido às deformações elásticas.

Tais materiais têm tido aplicação em eletrônica, na fabricação de osciladores e filtros. No campo da tecnologia sua aplicação mais interessante é para transformar energia elétrica de frequência ultrasônica em pulsações mecânicas com a mesma frequência como, por exemplo, nas máquinas perfuradoras para materiais extremamente duros, onde tais dispositivos são utilizados para impulsionar partículas de abrasivo contra o material a ser perfurado.

Metais e ligas para indústria elétrica

Costuma-se dividir os materiais magnéticos para indústria elétrica em dois grupos:

- 1) Materiais de alta permeabilidade e baixa força coerciva, ou materiais magneticamente moles;
- 2) Materiais de alta força coerciva, magneticamente duros,

ou imãs permanentes. Neste grupo, a permeabilidade não é uma característica importante.

As designações, magneticamente mole, ou duro, apesar de não se destinarem a descrever a dureza mecânica desses materiais, mas, sua resistência à desmagnetização, de um modo geral, também representa seu comportamento mecânico.

Na parte de aços para fins magnéticos, denominaremos ferro, ou ligas de ferro, aos materiais magneticamente moles, nos quais o carbono existente ocorre mais como impureza do que como elemento de liga.

As ligas de ferro para imãs permanentes que possuem teores mais elevados de carbono são denominados aços.

Materiais magneticamente moles

Este é o grupo mais importante dos materiais magnéticos. Trata-se de materiais que necessitam ter alta intensidade de saturação, alta permeabilidade e uma força coerciva bem pequena. A remanência pode ser baixa, ou alta, conforme o tipo de aplicação. Por exemplo, num «relay» sensível, de desligamento rápido, necessitamos um material de baixa remanência, para reduzir o agarramento quando se corta o campo magnetizante.

Nas aplicações em corrente alternada necessitamos ligas de baixa histerese e de alta resistividade para diminuirmos a perda do núcleo.

Ferro, níquel e cobalto

Dentre os materiais magneticamente moles devemos estudar em primeiro lugar os três elementos ferromagnéticos mais comuns: Ferro, níquel e cobalto.

O ferro quimicamente puro é o que apresenta melhores características magnéticas, mas seu preço é muito elevado para as aplicações normais. Para substituí-lo, usam-se os aços extra-doces, que, apesar de inferiores, dão resultados satisfatórios.

O Ni e o Co são elementos menos ferromagnéticos do que o Fe e de preço mais elevado.

A tabela seguinte nos dá a variação da indução B com a força magnetizante H para êsses 3 elementos.

H (oersted)	B (gauss)		
	Fe	Ni	Co
20	15.500	5.100	1.200
40	16.200	5.500	2.800
60	16.800	5.700	4.400
80	17.300	5.800	6.000
100	17.700	5.900	6.800
120	17.900	6.000	7.500

O ferro é indicado para quase tôdas as aplicações em corrente contínua. Para corrente alternada não é indicado, pois

possue baixa resistividade ($10 \mu \text{ ohm-cm}$), de modo que, as perdas por correntes de Foucault são elevadas.

Ligas ferro-silício

Estas são as ligas de maior consumo na indústria de produtos elétricos.

As adições de silício ao ferro aumentam consideravelmente sua resistividade, como mostra a figura 73, portanto, diminuem a perda do núcleo. O silício diminui a intensidade de saturação do ferro, mas não afeta apreciavelmente a permeabilidade e a perda por histerese.

Do ponto de vista das propriedades mecânicas, observa-se

que o silício acima de certos teores torna o material frágil e difícil de ser trabalhado. Esse comportamento, como se vê na

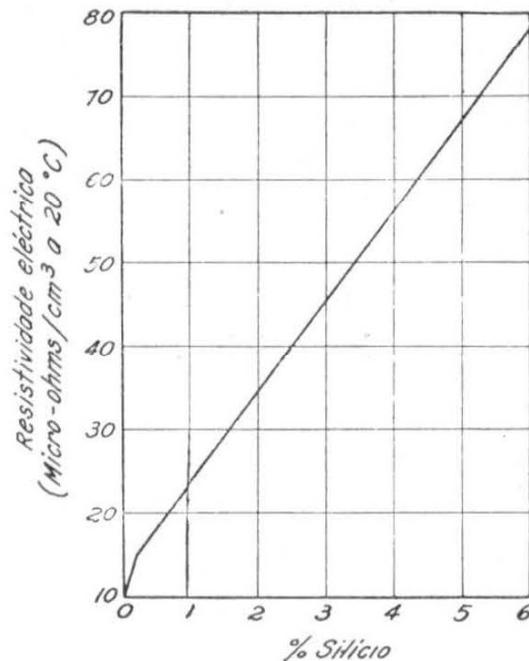


FIG. 73 — Efeito do silício na resistividade do ferro. (Stanley)

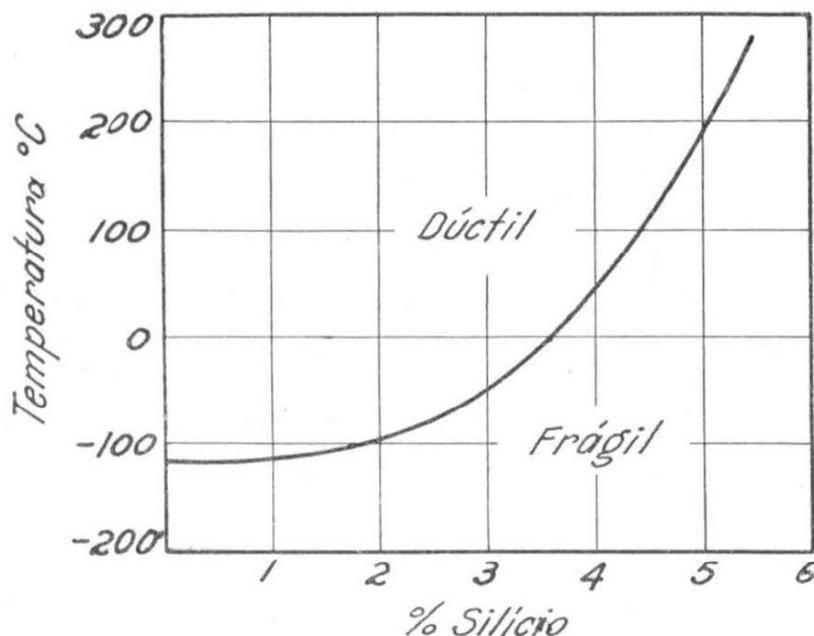


FIG. 74 — Efeito da percentagem de silício e da temperatura no comportamento dúctil, ou frágil, das ligas Fe-Si. A curva foi determinada por um dobramento e endireitamento completo. (Stanley)

fig. 74, depende da temperatura. Para cada composição existe uma temperatura mínima necessária para o trabalho mecânico. Por exemplo, para temperatura ambiente o referido gráfico nos mostra que o teor máximo de silício é de 3,5 %.

Uma das ligas mais importantes desta categoria é o Hipersil, com 3,25 % de Si. As ligas Fe-Si, com silício até esse teor apresentam a anisotropia magnética ferro puro, de modo que, com seqüências de encruamentos críticos por laminação e recristalização controlada, a maioria dos grãos fica com um plano (110) no plano de laminação e com uma direção [100] na direção de laminação.

A curva de magnetização do Hipersil aproxima-se bastante da de um anel quadrado, cortado de um cristal único de Fe-Si (3,9 % Si), com um lado paralelo à direção [100].

A tabela seguinte enumera alguns tipos de ligas Fe-Si, fabricados na forma de chapas.

Tipo	Si (%)	Resistividade ($\mu\Omega$ -cm)	Perda do núcleo (W/kg) 60 ciclos B=10.000 gauss Espessura : 0,35 mm	Emprego
«Campo»	0,25	15	—	(1)
«Armadura»	0,5	17	2,86	(2)
«Eletrico»	1,0	27	2,57	(3)
«Motor»	2,5	40	2,22	(4)
«Dinamo»	3,0	50	1,80	(5)
«Hipersil»	3,25	50	0,66	(6)
«Transformador 72»	3,8	57	1,58	(7)
«Transformador 68»	4,0	58	1,43	(7)
«Transformador 58»	4,2	59	1,28	(7)
«Transformador 52»	4,5	60	1,14	(7)

- 1) Motores fracionários de baixo custo para uso intermitente.
- 2) Motores fracionários e peças polares e outros circuitos magnéticos de alta permeabilidade.
- 3) Motores e geradores de melhor qualidade. Transformadores pequenos para uso intermitente, relays e reatores.
- 4) Motores e geradores de eficiência média. Transformadores pequenos e reatores.
- 5) Motores e geradores de alta eficiência e tamanho médio. Transformadores de uso intermitente, reatores, medidores elétricos, peças polares laminadas.
- 6) Transformadores de alta eficiência para redes de distribuição.
- 7) Todos os tipos de transformadores para redes de distribuição e máquinas elétricas de alta eficiência.

Ligas ferro-níquel

Este é o segundo grupo importante de ligas de alta permeabilidade, a base de ferro.

A fig. 75 mostra a variação da intensidade de saturação nas ligas Fe-Ni em função da composição. Acima de 50% de níquel temos materiais com propriedades magnéticas diversas embora mantenham alta permeabilidade e baixa perda. Estes materiais são indicados para instrumentos que operam com uma baixa densidade de fluxo.

As ligas comerciais Hipernik e Permalloy cobrem as faixas de composição em torno de 50 e 78 % de níquel, respectivamente.

Os Hiperniks possuem uma intensidade de saturação da ordem de 16.000 gauss e os Permalloys da ordem de 11.000 gauss.

Acima de 33 % de níquel a resistividade dessas ligas diminui continuamente de 85 para 16 $\mu\text{ohm-cm}$. Esse fato associado à sensibilidade das propriedades magnéticas dessas ligas aos tratamentos térmicos, devido às reações ordem-desordem correspondentes à composição FeNi_3 (78 % Ni), possibilitam obter propriedades magnéticas interessantes, como o ciclo de histerese retangular da fig. 76, que resulta de um resfriamento em campo magnético, através do ponto Curie.

Em composições em torno de 81 % de níquel acredita-se que ocorra uma quantidade crítica de reação ordem-desordem, que anula a magnetoestricção (fig. 72) e a anisotropia magnética, dando materiais policristalinos de alta permeabilidade.

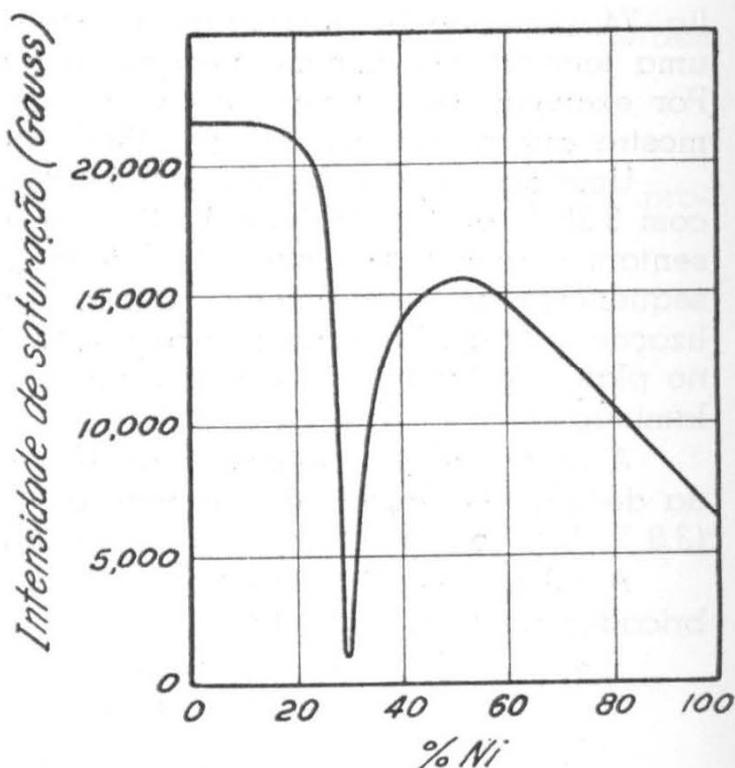


FIG. 75 — Variação da intensidade de saturação no sistema Fe-Ni, na temperatura ambiente. (Stanley)

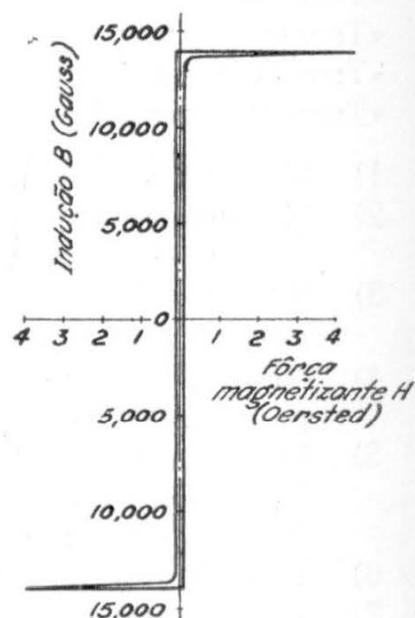


FIG. 76 — Ciclo de histerese do Permalloy (65 % Ni), recozido num campo magnético. (Bozorth)

As adições de cromo, molibdênio e cobre diminuem as velocidades críticas exigidas nessa transformação o que favorece a utilização prática dessas ligas. O carbono, o oxigênio e o enxôfre têm efeito contrário.

Outra particularidade importante deste sistema é que quase tôdas as ligas são bastante ducteis, não existindo portanto problemas na estampagem, ou corte, desses materiais.

Dentre as ligas Fe-Ni importantes temos as seguintes:

- 1) Permalloy 45 Fe=54% Ni=45%
- 2) Hipernik Fe=50% Ni=50%
- 3) Permalloy 78 Fe=21% Ni=78%
- 4) Permalloy 4-79 Fe=16% Ni=79% Mo=4%
- 5) Mumetal Fe=18% Ni=75% Cr=2% Cu=5%
- 6) Supermalloy Fe=15% Ni=79% Mo=5%

Suas propriedades são as seguintes:

Liga	Permeabilidade		Saturação	Resistividade
	Inicial	Máxima	$4 \pi I_s$	$\mu\Omega\text{---cm}$
1	2.500	25.000	16.000	50
2	4.000	80.000	16.000	35
3	8.000	100.000	10.000	16
4	20.000	80.000	8.700	57
5	20.000	110.000	7.200	60
6	100.000	800.000	8.000	60

Ligas ferro-cobalto

O sistema Fe-Co é o que apresenta maior intensidade de saturação, com valores de $4 \pi I_s$ da ordem de 24.200 gauss. Esse valor de B-H para o ferro é de 21.600, para a liga Fe-Si (1%) é de 21.000 e para o Fe-Si (4-5%) de 19.000.

Essa característica associada aos valores da indução B, na faixa de H=10 a 400 oersteds, possibilita reduções da ordem de 20% no pêso das máquinas elétricas.

Essa propriedade se manifesta em torno de 40% de cobalto, o que restringe a aplicação dessas ligas devido ao elevado custo desse metal.

Existem dois tipos comerciais :

Hiperco com 35 % de cobalto.

Permendur com 50 % de cobalto.

A figura 79 mostra as curvas de magnetização dessas ligas.

Materiais com permeabilidade constante

Os equipamentos telefônicos e radiofônicos exigem materiais com permeabilidade constante para evitar distorções na forma das ondas.

Para isso empregam-se materiais cuja permeabilidade não varia com o campo magnetizante, se este fôr mantido dentro de certos limites.

Essa propriedade pode ser conseguida a custa de tratamentos térmicos, deformações plásticas, densidade de fases não magnéticas, ou entreferrós, em certas composições químicas. A aplicação de temperaturas elevadas de recozimento, esforços de tração, ou resfriamentos em campos magnéticos destrói essa permeabilidade constante.

E' ainda no sistema Fe-Ni que encontramos a maioria dos materiais com essa característica. Por exemplo, as ligas Conpernick, com 40-60 % de Ni, dão permeabilidade constante em densidades de fluxo até de 100 gauss, quando encruadas e recozidas entre 500 e 800° C.

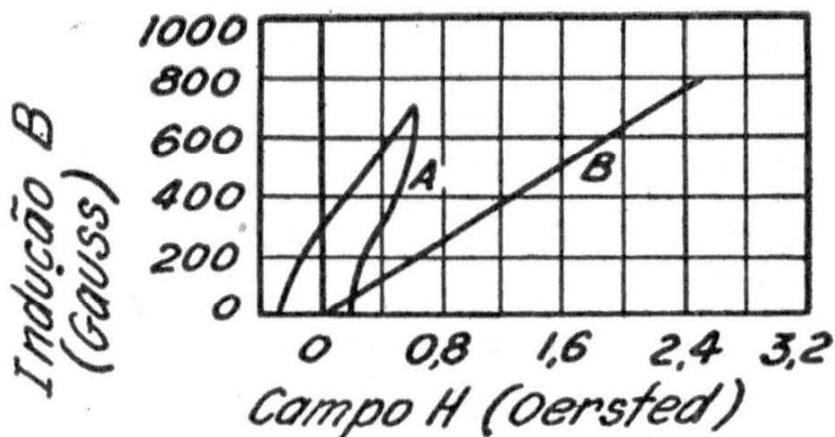


FIG. 77 — Ciclos de histerese do Perminvar (30% Fe, 45% Ni e 25% Co), temperado ao ar (A) e recozido (B). (Bozorth)

O Perminvar (fig. 77) que é uma liga com 30 % de Fe, 45 % de Ni e 25 % de Co, quando recozida 25 horas a 425°, dá a curva de magnetização representada por (B) na referida figura.

Adicionando-se 3-4 % de alumínio e 10-15 % de cobre às ligas com 40-50 % de Ni e encruando-se até 90 % de redução,

obtem-se o Isoperm (fig. 78). Um recozimento a 1.000° depois de um encruamento prévio tem influência nos resultados obtidos no encruamento final, o que leva a crer que o mecanismo do qual decorre essa permeabilidade constante seja um processo de precipitação, ativada pelo encruamento final.

Ainda na categoria de materiais de permeabilidade constante temos os núcleos de pós de materiais magnéticos aglomerados com materiais isolantes. Obtém-se por esse método materiais com permeabilidade controlada e com alta resistividade, adequados ao emprego em alta frequência. Neste caso pode-se utilizar materiais os mais diversos, pois, o aglomerante não metálico, que constitui a fase contínua do compactado, vai modificar

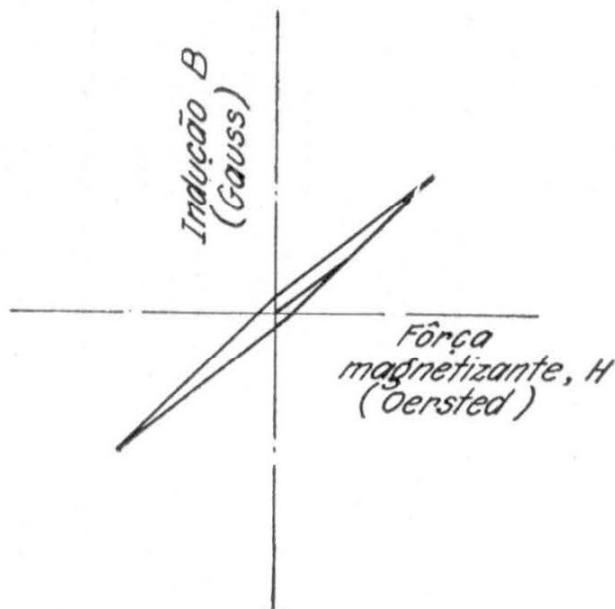


FIG. 78 — Ciclo de histerese do Isoperm.

a curva de magnetização, como mostra a fig. 70. Permeabilidades de 20 a 80 podem ser obtidos em núcleos para aparelhos telefônicos e de 5 a 20 para rádio frequência, com variação com o campo magnetizante inferior a 10 %.

Materiais para ímãs permanentes

Este grupo é constituído pelos materiais magneticamente duros, isto é, com alta remanência e alta força coerciva. Embora a maioria destes materiais sejam mecanicamente duros não há necessariamente uma correlação entre a dureza mecânica e a resistência à desmagnetização, pois existem materiais cuja força coerciva aumenta com a diminuição da dureza.

Nos aços, o estado de tensões internas resultantes de deformações elásticas do reticulado favorece as propriedades magnéticas exigidas nos ímãs permanentes. Desse modo, os materiais temperados, ou os que são suscetíveis de endurecerem por precipitação, dão melhores resultados que no estado recozido.

O critério para avaliação de um ímã permanente é o produto $(BH)_{\max}$ obtido de sua curva de desmagnetização. Esse produto é proporcional à máxima energia magnética, no entreferro, por unidade de volume do material.

Nas diversas aplicações desses materiais as condições de eficiência máxima decorrem de projetos que garantam densidades de fluxo correspondentes ao produto $(BH)_{\max}$.

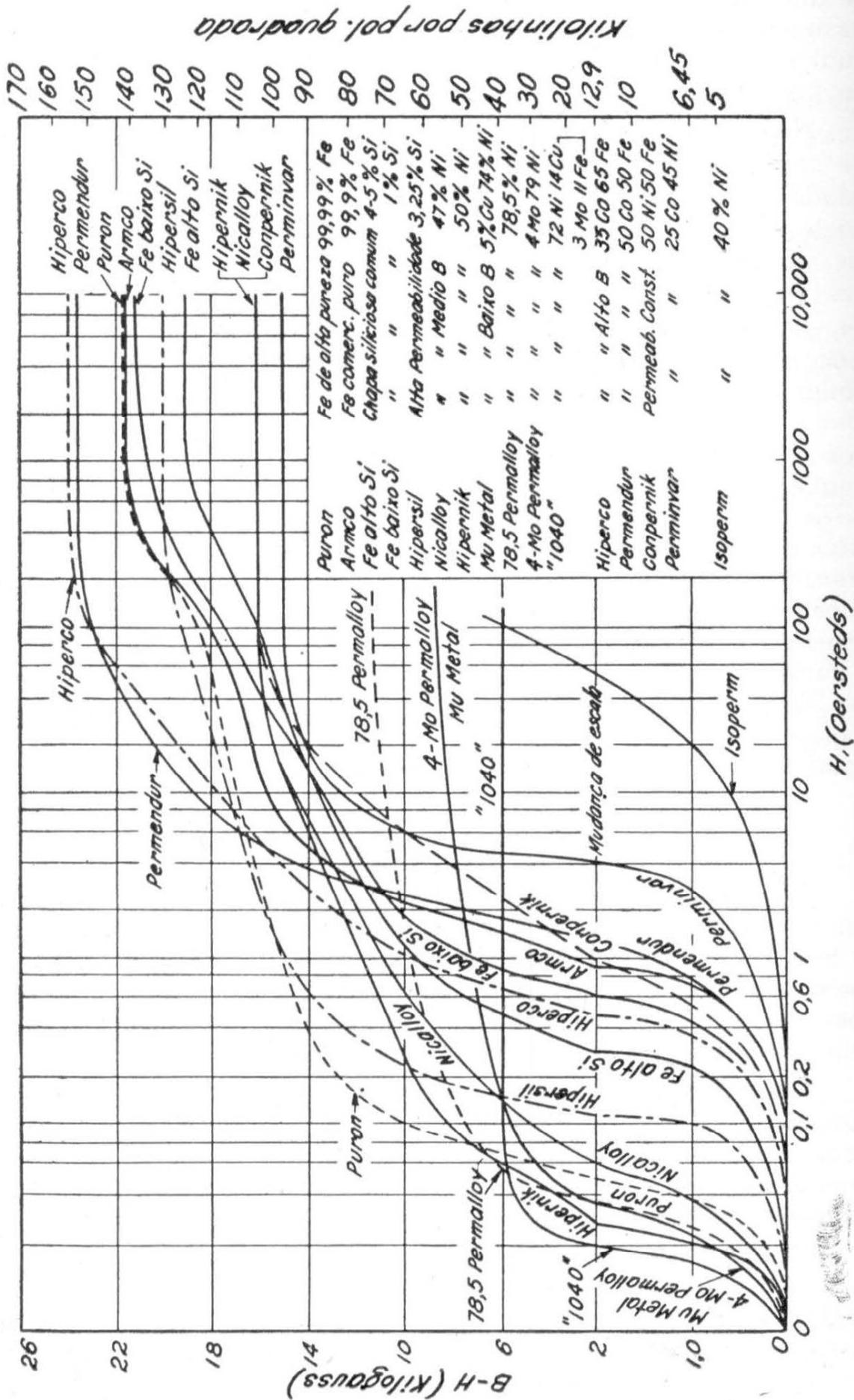


FIG. 79 — Curvas de magnetização de diversos materiais de alta permeabilidade. (ASM — Metals Handbook)

A retenção do estado de magnetização depende dos seguintes fatores: a) Temperatura; b) Vibrações; c) Campos magnéticos externos; d) Produção de novos polos.

A temperatura é uma das causas mais freqüentes da perda de magnetização. Os aços ao cobalto e ao cromo perdem seu magnetismo a 100° e os alnicos a 300° C.

Imãs de aços martensíticos

Os aços com 1 % de carbono, temperados apresentam como constituinte metalográfico, a martensita, que é uma solução sólida metaestável de carbono em um reticulado tetragonal de ferro, fortemente deformado.

Dentre os aços comuns, os que possuem essa estrutura são os que apresentam melhores propriedades para imãs permanentes, isto é, um produto $(BH)_{\max}$ mais elevado.

O alívio desse estado de tensões, ou por diminuição do teor de carbono, ou por um revenido, diminui o produto B.H. Por outro lado, a adição de elementos de liga que formem carbonetos estáveis que atuem como centros de deformação do reticulado melhora as propriedades magnéticas.

Temos assim os aços com 5-6 % de tungstenio que dão $(B.H)_{\max} = 0,34 \times 10^6$, portanto superior ao do aço comum com 1,14 % de carbono que somente atinge a $0,18 \times 10^6$.

O cromo pode substituir o tungstenio e um aço com 5 % de cromo e 1 % de carbono, temperado em óleo nos dá $(B.H)_{\max} = 0,28 \times 10^6$.

No grupo dos aços martensíticos os que apresentam melhores características são os aços cobalto. Uma análise típica é 35 % Co, 2 % Cr, 4 % W e 0,9 % C. Esse material temperado de 950° em óleo dá um $(B.H)_{\max} = 1,0 \times 10^6$.

Ligas endurecíveis por precipitação

O estado de tensões internas necessário para que uma matriz de ferro α apresente uma remanência e uma força coerciva alta pode ser provocado pela precipitação de uma fase diferente da matriz. Por exemplo, as ligas binárias Fe-W, com 28 % de W, precipitam a fase Fe_3W_2 , quando solubilizadas a 1.430°, temperadas, forem em seguida envelhecidas a 760°. Obtem-se assim um $(B.H)_{\max} = 1,02 \times 10^6$.

Outras ligas, sem carbono, como mostra a tabela seguinte dão melhores resultados que os aços com elementos de liga.

Liga	H _c	B _r	(B.H) _{max}
1) Fe—Mo—Co	250	10.500	1,1 × 10 ⁶
2) Fe—W—Co	149	9.600	1,4 × 10 ⁶
3) Fe—Mo	219	7.000	1,5 × 10 ⁶
4) Fe—Co—Ni—Ti	920	6.350	2,0 × 10 ⁶
1) 17% Mo e 12% Co			
2) 27% W e 24% Co			
3) 23,4% Mo			
4) 30% Co, 16% Ni e 12% Ti			

Tôdas necessitam de tratamentos térmicos.

Ainda no grupo de ligas precipitáveis, temos os Alnicos, descobertos por Mishima e Honda em 1932.

Estas são ligas de ferro contendo alumínio, níquel, cobalto e outros elementos que, depois de solubilizadas, por um tratamento de homogeneização a 1.200°, temperadas e envelhecidas a 650°, precipitam um ou mais componentes. O início dessa precipitação produz severas deformações no reticulado, aumentando apreciavelmente a força coerciva.

Todos os alnicos são duros, frágeis e dificilmente usináveis. São normalmente fundidos na forma definitiva, ou produzidos por metalurgia do pó.

A tabela seguinte apresenta as propriedades magnéticas dessas ligas.

Liga	Composição %	H _c	B _r	(B.H) _{max}
Alnico I	12Al, 20Ni, 5Co	440	7.280	1,4 × 10 ⁶
Alnico II	10Al, 17Ni, 12,5Co, 6Cu	564	7.280	1,65 × 10 ⁶
Alnico III	12Al, 25Ni	475	6.800	1,38 × 10 ⁶
Alnico IV	12Al, 28Ni, 5Co	670	5.570	1,3 × 10 ⁶
Alnico V	8Al, 14Ni, 24Co, 3Cu	575	12.000	4,5 × 10 ⁶
Alnico VI	8Al, 15Ni, 24Co, 3Cu, 1,25Ti	750	10.000	3,5 × 10 ⁶
Alnico VII	6Al, 18Ni, 35Co, 8Ti	950	5.800	1,5 × 10 ⁶

As curvas de desmagnetização de algumas dessas ligas e os produtos B.H são apresentados na fig. 80.

Vê-se que suas propriedades são bem superiores às dos materiais até aqui estudadas, o que explica sua popularidade entre os materiais para imãs permanentes.

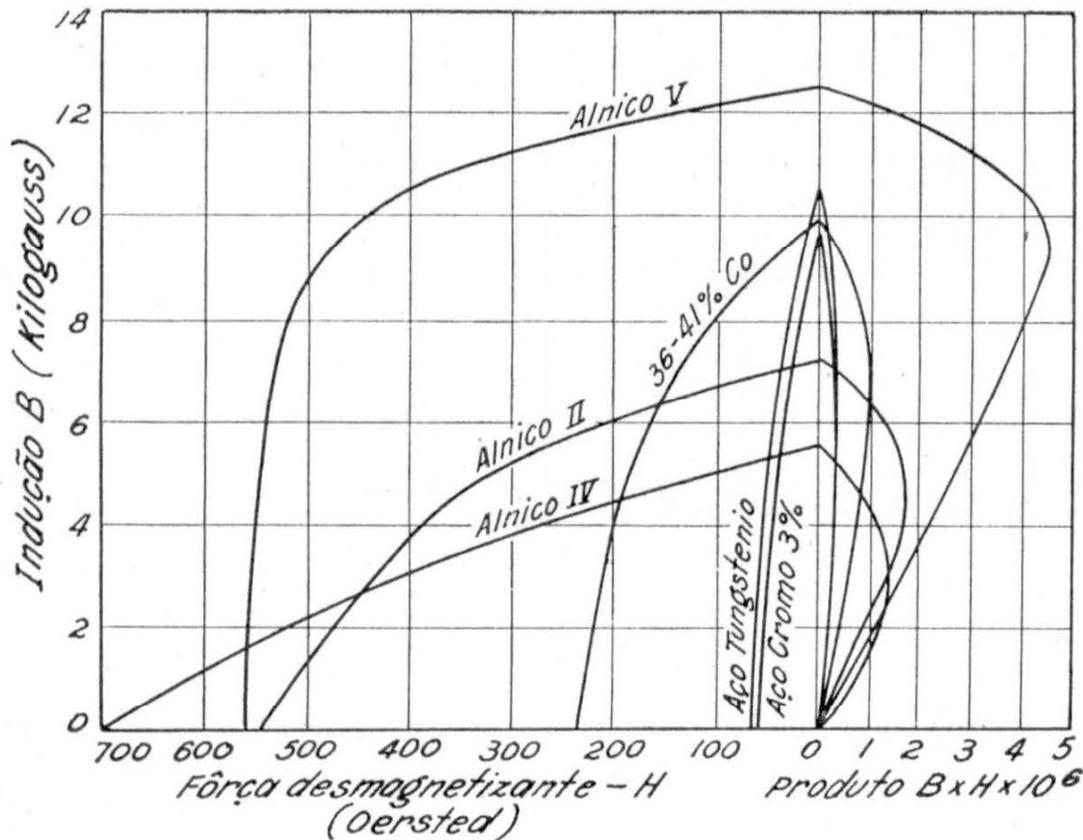


FIG. 80 — Curvas de desmagnetização e produto $B.H$ de diversos materiais para ímãs permanentes. (Stanley)

BIBLIOGRAFIA RECOMENDADA

- 1 — AMERICAN SOCIETY FOR METALS — Metals Handbook — Ed. 1948 — USA.
- 2 — SAMANS, C.H. — Engineering Metals and Their Alloys — The MacMillan Co., New York, 1949.
- 3 — GILLET, H.W. — The Behavior of Engineering Metals — John Wiley & Sons, Inc. — New York, 1951.
- 4 — BRICK, R.M. and PHILLIPS, A. — Structure and Properties of Alloys — McGraw-Hill Book Co., Inc. — New York, 1949.
- 5 — COLPAERT, H. — Metalografia macrográfica e micrográfica dos produtos siderúrgicos comuns — Boletim nº 40 — Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo, Julho de 1951.
- 6 — SISCO, F.T. — Modern Metallurgy for Engineers — Pitman Publishing Corp. New York, 1951.
- 7 — MEHL, R.F. — Metalurgia do Ferro e do Aço — Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1944.
- 8 — BAIN, E.C. — Functions of the Alloying Elements in Steel — American Society for Metals — Cleveland, 1943.
- 9 — GROSSMANN, M.A. — Principles of Heat Treatment — American Society for Metals — Cleveland, 1940.
- 10 — BULLENS, D.K. — Steel and its Heat Treatment — Vol. I, II e III John Wiley & Sons Inc. — New York, 1949.

- 11 — AMERICAN SOCIETY FOR METALS — Hardenability of Alloy Steels — Cleveland, 1939.
- 12 — UNITED STATES STEEL CO. — Atlas of Isothermal Transformation Diagrams — Pittsburgh, 1951.
- 13 — AMERICAN FOUNDRYMEN'S ASSOCIATION — Cast Metals Handbook — Ed. 1944 — USA.
- 14 — WOLDMAN, NORMAN E. — Materials Engineering of Metal Products — Reinhold Publishing Corp. New York, 1949.
- 15 — FRENCH, H.J. — Alloy Constructional Steels — American Society for Metals — Cleveland, 1942.
- 16 — CAMP, J.M. and FRANCIS, C.B. — The Making Shaping and Treating of Steel — Carnegie Illinois Steel Corp. — Pittsburgh.
- 17 — DUMOND, T.C. — Engineering Materials Manual-Reinhold Publishing Corp. — New York, 1951.
- 18 — AMERICAN SOCIETY FOR METALS — National Emergency Steels — Cleveland, 1948.
- 19 — GILL, J.P. — Tool Steels — American Society for Metals, Cleveland, 1944.
- 20 — VANADIUM-ALLOYS STEEL CO. — Tool Steels — Catalog n° 48 — Latrobe, 1948.
- 21 — THUM, E.E. — The Book of Stainless Steels — American Society for Metals — Cleveland, 1935.
- 22 — ZAPFFE, C.A. — Stainless Steels — American Society for Metals — Cleveland, 1949.
- 23 — STANLEY, J.K. — Metallurgy and Magnetism — American Society for Metals — Cleveland, 1949.
- 24 — BOZORTH, R.M. — Ferromagnetism — D. van Nostrand Company, Inc. — New York, 1955.
- 25 — UNITED STATES STEEL — USS Electrical Steel Sheets — Engineering Manual N° 3 — 1949.