

## 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  $723^\circ\text{C}$ . 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

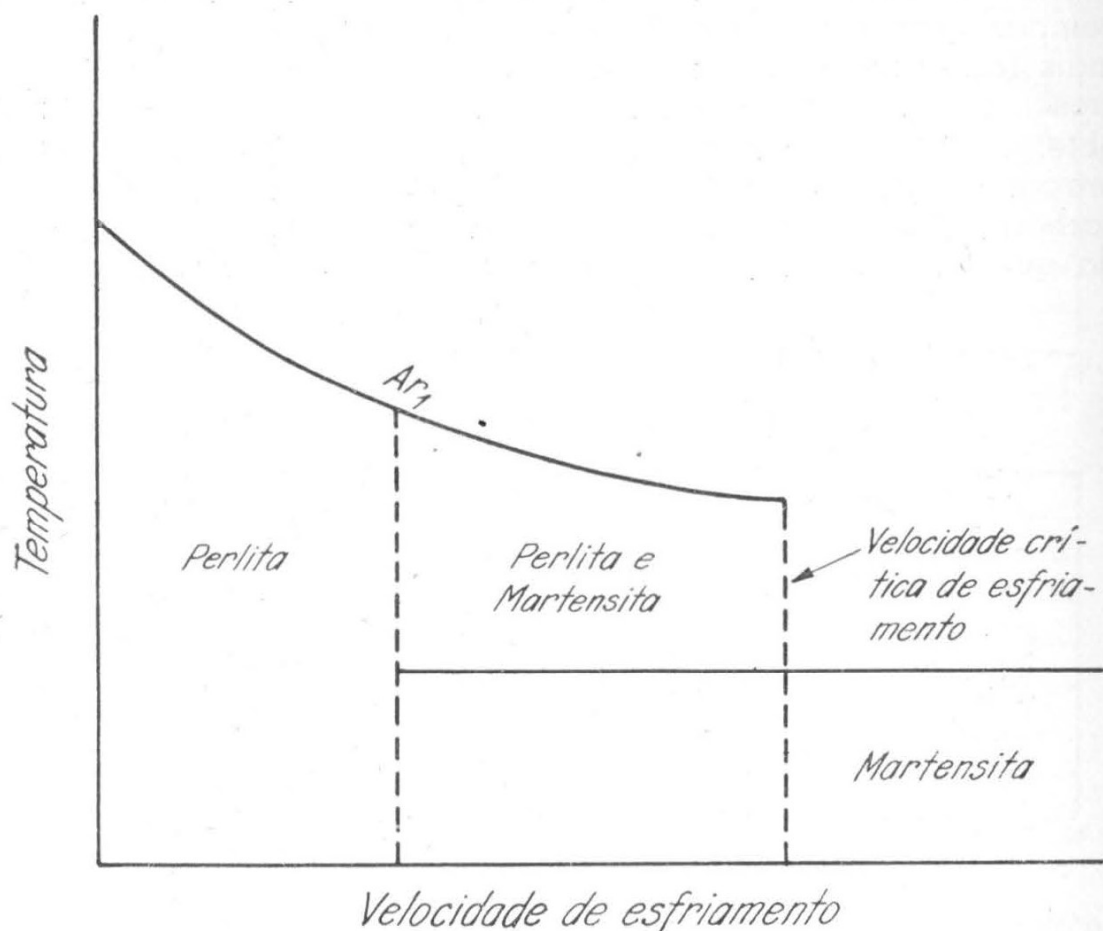


FIG. 10 — Efeito da velocidade de esfriamento sôbre a transformação  $A_1$  de um aço eutetoide (diagrâma de transformação bi-partida).

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

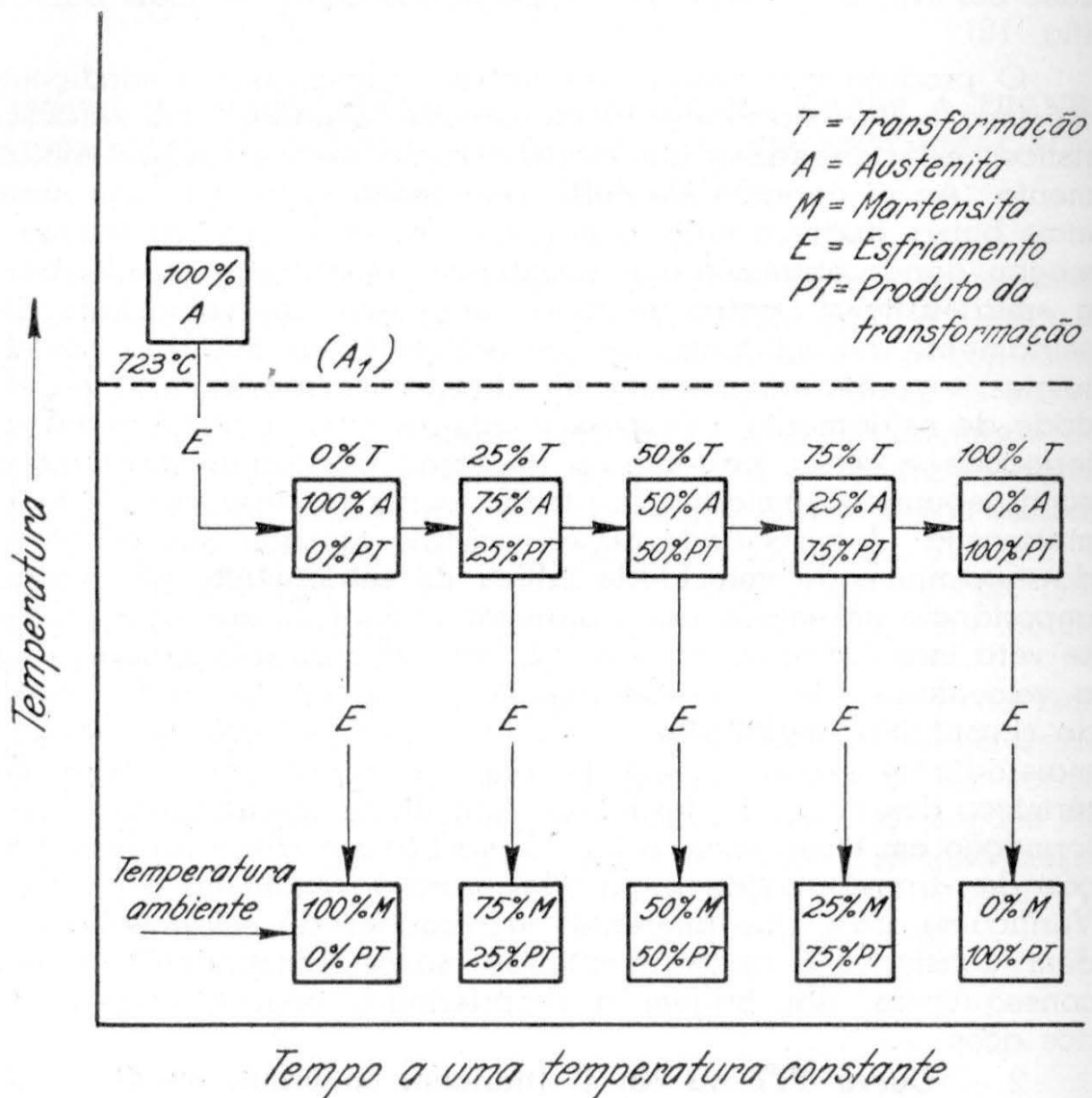


FIG. 11 — Representação esquemática do progresso da transformação de austenita a uma temperatura constante abaixo da crítica.

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  $723^{\circ}\text{C}$ , por exemplo  $650^{\circ}\text{C}$  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-

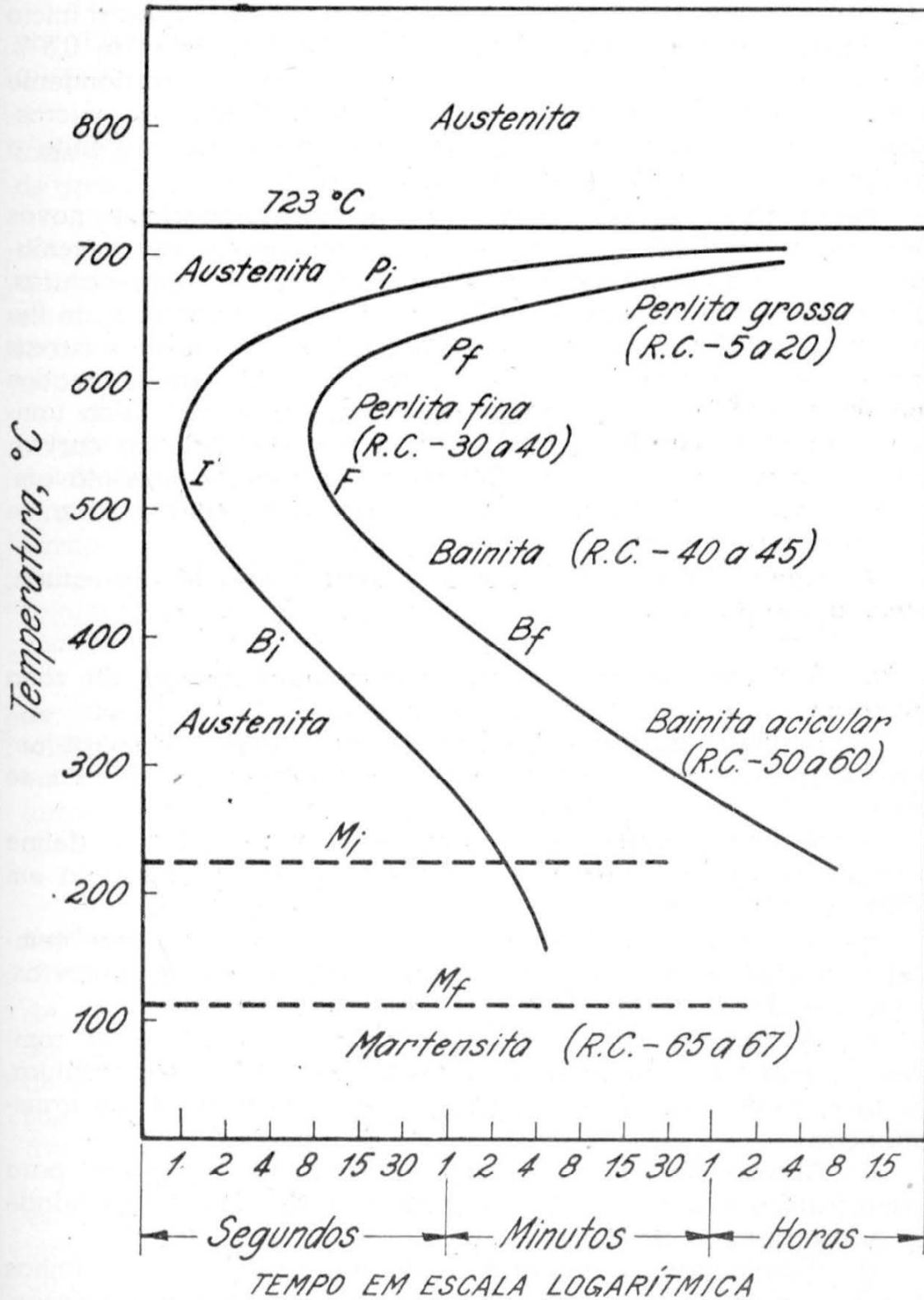


FIG. 12 — Diagrama de transformação isotérmica de um aço eutetoide.

lita é progressiva, isto é, as amostras esfriadas em água depois de mantidas a  $650^{\circ}\text{C}$  durante tempos diferentes mostram quantidades crescentes de perlita para tempos crescentes de permanência a  $650^{\circ}\text{C}$ . Pode-se assim marcar no diagrama «tempo-temperatura», para a temperatura  $650^{\circ}\text{C}$ , 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  $723^{\circ}\text{C}$ .

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  $550^{\circ}\text{C}$ , tem-se o mais rápido início de transformação.

f) Abaixo de  $550^{\circ}\text{C}$ , 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  $200^{\circ}\text{C}$ , 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  $200^\circ\text{C}$ , 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  $550^\circ\text{C}$  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, êsse constituinte é chamado **perlita fina**. (o termo antigo usado para designá-lo é troostita).

c) À temperatura entre  $550^\circ\text{C}$  e  $200^\circ\text{C}$ , 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  $450^\circ\text{C}$ , 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  $200^\circ\text{C}$ ) e  $M_f$  (em torno de  $100^\circ\text{C}$ ) forma-se o constituinte totalmente diverso dos anteriores — a **martensita** — também em forma de agulhas, mas de côr mais clara. Êsse 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  $550^\circ\text{C}$ , 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  $550^\circ$  e  $200^\circ\text{C}$  e sua estrutura varia desde um agregado, em forma de penas, de ferrita com carbonetos muito finos (em torno de  $450^\circ\text{C}$ ) a grupos de agulhas escuras sem carbonetos visíveis (em torno de  $200^\circ\text{C}$ ). 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.

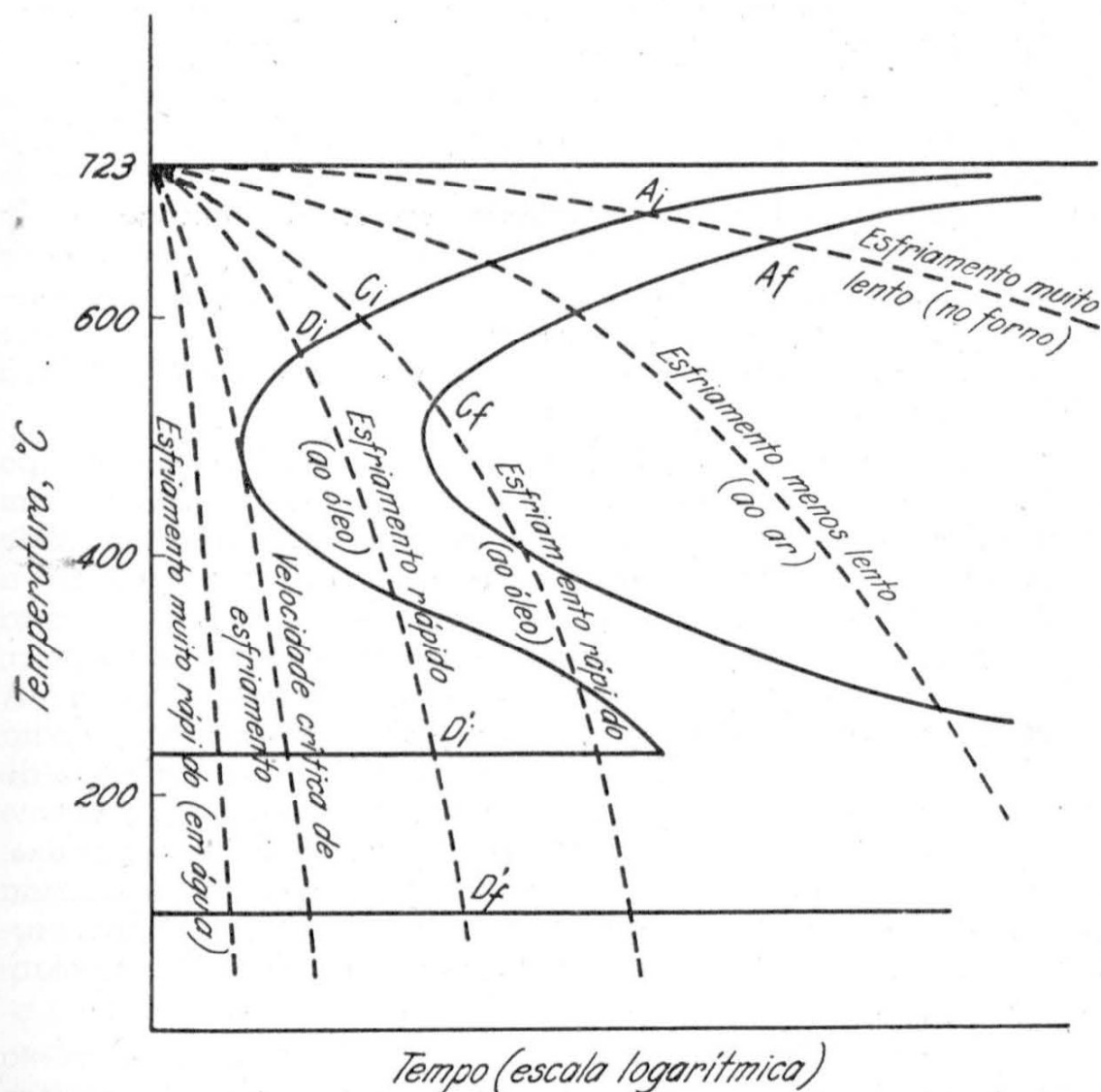


FIG. 13. — Superposição de curvas de esfriamento no diagrama de transformação isotérmica.

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  $D''_i$ . 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.

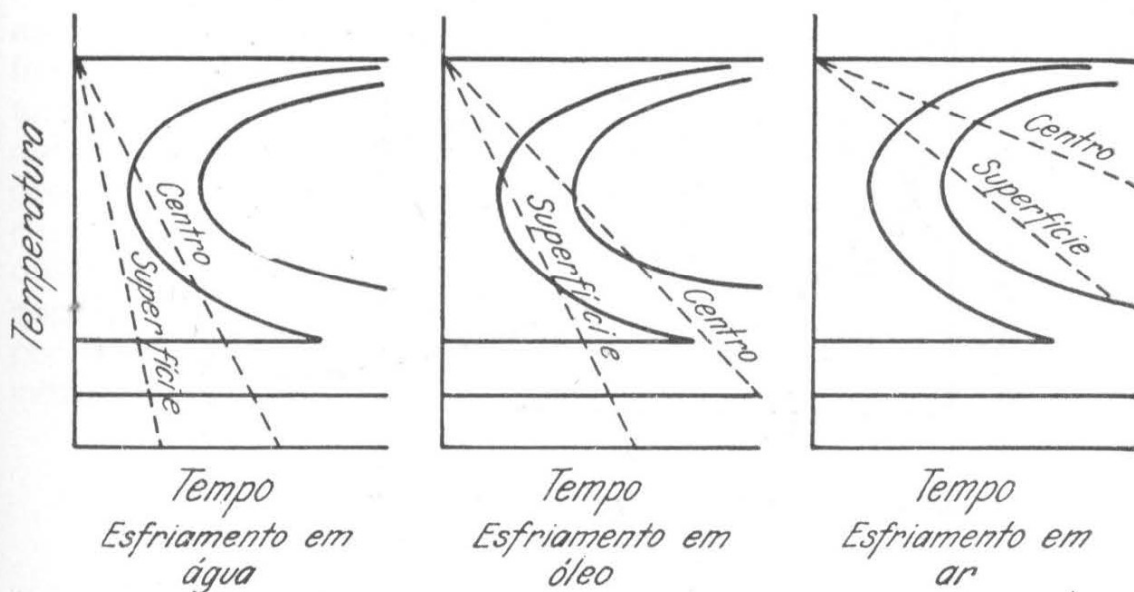


FIG. 14 — Efeito da secção da peça sobre a velocidade de esfriamento em meios diferentes.

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 hipoeutetoides e hipereutetoides

— Os aços que não os eutetoides 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 hipoeutetoide 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-eutetoide 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

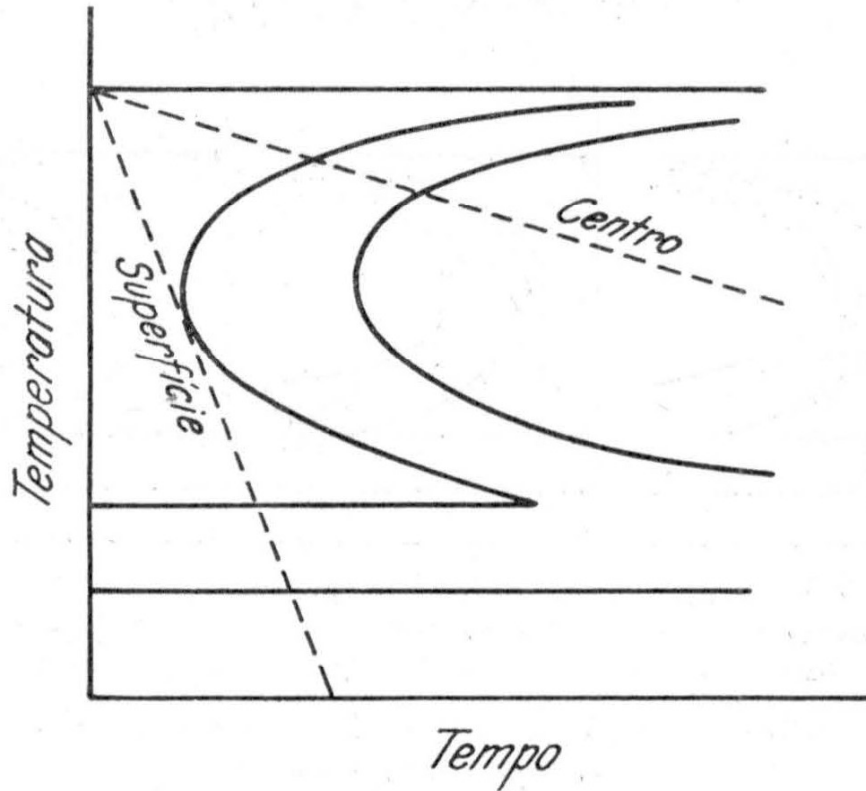


FIG. 15 — Efeito de grande secção sobre a velocidade de esfriamento em água.

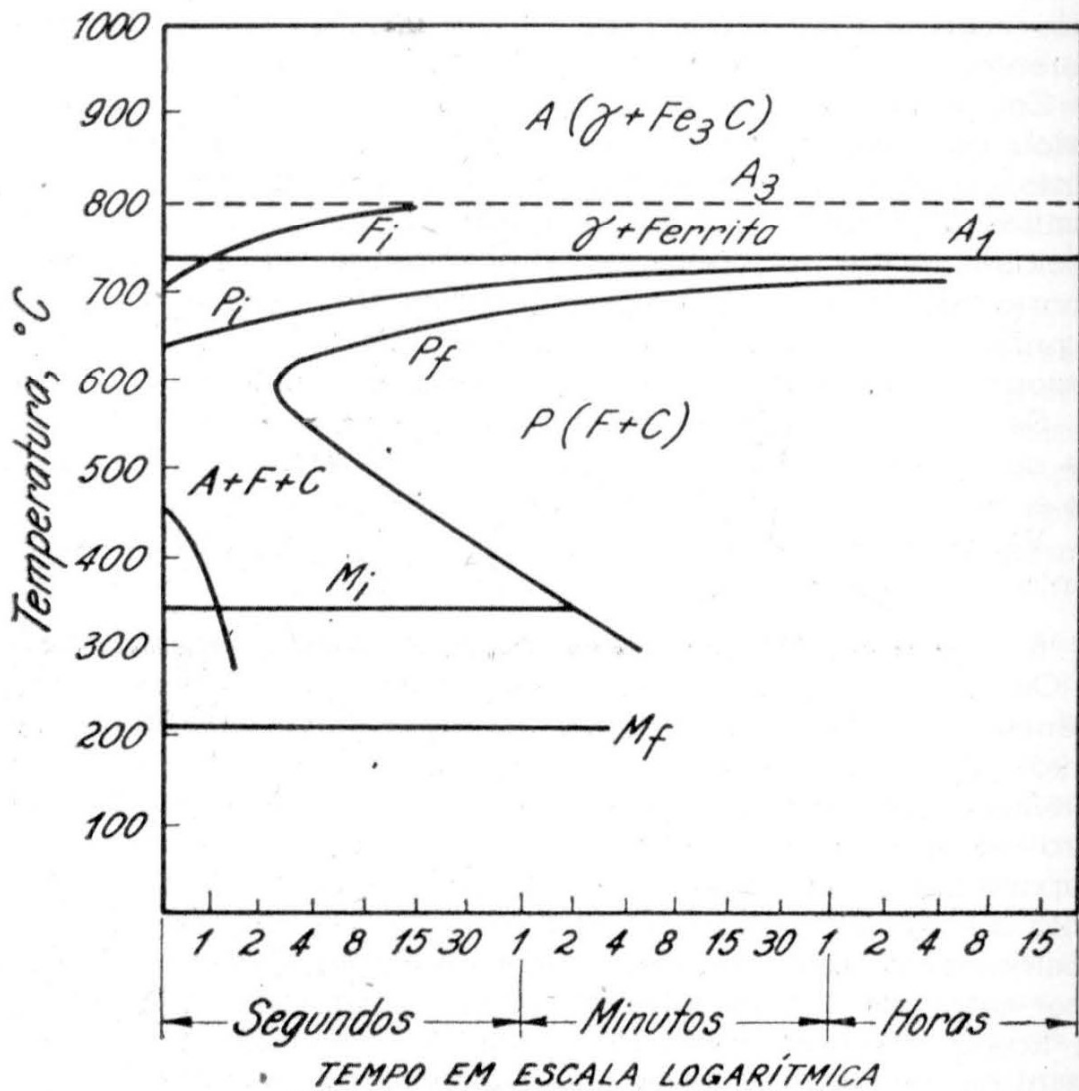


FIG. 16 — Curva em C para aço hipoeutetoide (0,35% C e 0,37% Mn).

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.

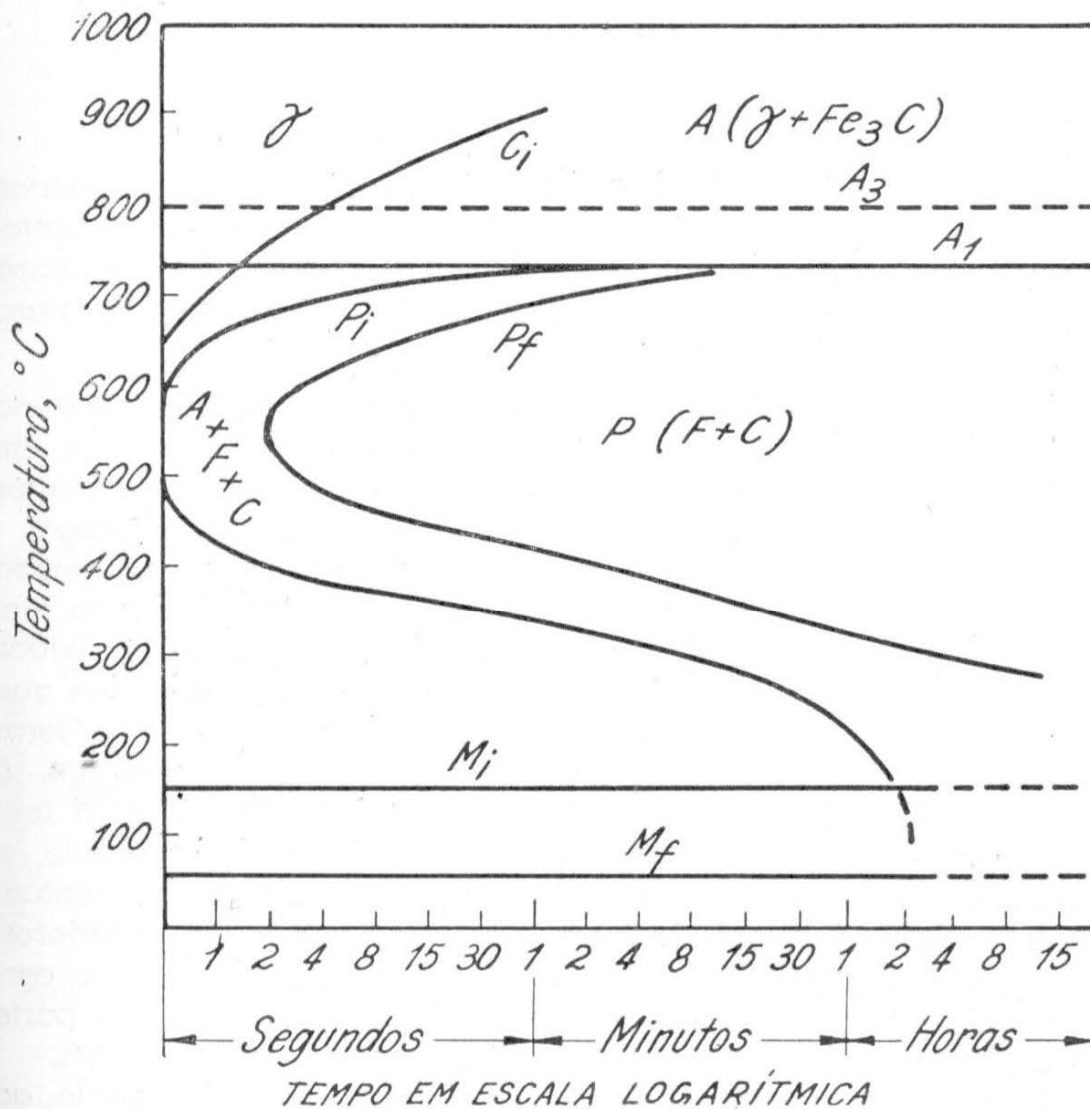


FIG. 17 — Curva em C para aço hiper-eutetoide (1,12% C e 0,35% Mn).