

## PRÁTICA MODERNA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS (1)

Arnold P. Seasholtz  
Engenheiro Metalurgista  
Seasholtz Metallurgical Service  
Lancaster, Penna. U. S. A.

Tradução autorizada de uma série de 5 artigos, publicados pela revista metalúrgica norte-americana *Steel* (3 de setembro a 1 de outubro de 1945).

*1.ª parte* — Revisão da teoria de aquecimento e têmpera como meio de obtenção de propriedades físicas desejadas. Estudo em detalhe da endurecibilidade vs dureza; efeito de várias velocidades de aquecimento e esfriamento, construção e interpretação das curvas em S.

Hoje as exigências são cada vez maiores em relação aos materiais de construção. Procura-se o aumento de resistência e durabilidade, acompanhada de uma diminuição do peso do material. Esta é a era do ferro e do aço, que continuará ainda por muitos anos. Os metais leves como o alumínio e o magnésio serão adotados em muitos casos, mas o ferro e o aço serão ainda os principais materiais de construção. Os engenheiros exigirão aços moles para estampagem profunda, aços com dureza elevada que possam ser usados para trabalhar outros aços; aços que mantenham alta resistência a altas temperaturas; aços com altos valores de resistência à fadiga e ao choque; aços que resistam à abrasão e outros requisitos. Poucos possuem essas propriedades quando simplesmente laminados, exigindo para isso um tratamento térmico adequado.

Infelizmente com muita frequência é o engenheiro que tem autoridade para especificar as propriedades físicas necessárias, o tipo e composição química do aço e o método de tratamento térmico. Frequentemente o processo é especificar as propriedades físicas, escolher o tipo de aço e então encarregar o metalurgista de desenvolver um método de tratamento térmico que possibilite as propriedades necessárias. Muitos erros poderiam ser evitados e melhores propriedades obtidas se o engenheiro simplesmente especificasse as propriedades físicas exigidas e deixasse ao metalurgista

---

(1) Traduzido por João Mendes França, engenheiro da Divisão de Metalurgia do Instituto de Pesquisas Tecnológicas, São Paulo.

A 3.ª, 4.ª e 5.ª partes deste trabalho serão publicadas no próximo número desta Revista.

a escolha do processo de tratamento térmico mais adequado à obtenção dos resultados desejados. Seria então selecionado o aço mais apropriado ao método de tratamento escolhido.

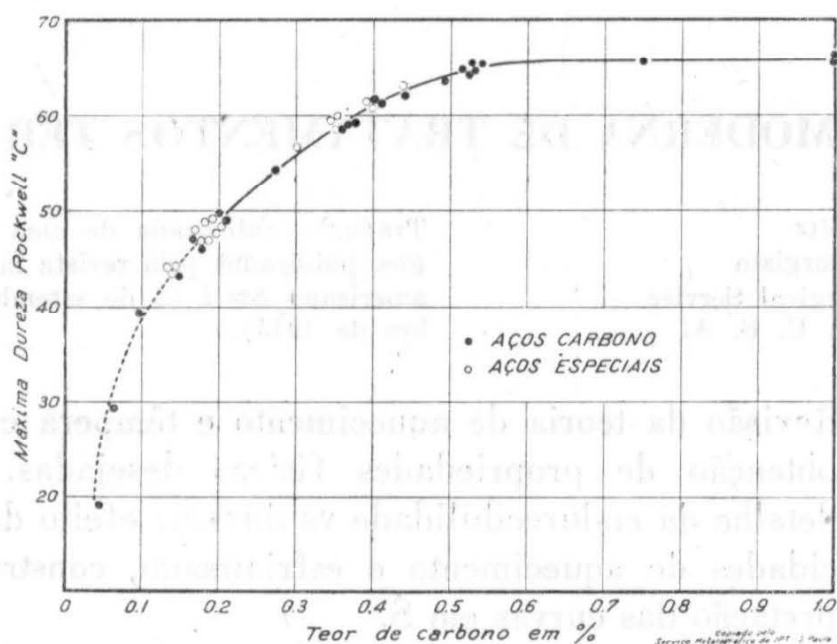


Fig. 1 — Dureza máxima em função do teor de carbono.

A razão da utilização dos aços-liga na construção de automóveis, equipamento ferroviário e materiais análogos é devida à sua maior resistência. É importante que se observe que essa maior resistência é devida à habilidade dos aços liga tomarem têmpera em maior espessura. Em secções finas, tais como de 1/4", os aços carbono podem atingir resistência e dureza iguais às de qualquer aço-liga nas mesmas dimensões, mas em secções maiores, tais como de 1" ou mais, os aços carbono não podem ser temperados em toda secção, o núcleo permanecendo sem têmpera e por conseguinte de resistência menos elevada.

Vários aços-liga podem ser temperados em secções de 1", alguns em secções maiores. É esse um fator importante na seleção de um aço-liga — levar-se em consideração a profundidade em que eles adquirem têmpera.

A dureza máxima é uma função do teor de carbono. Quando os aços são temperados com uma velocidade de esfriamento que exceda a velocidade crítica de têmpera, o efeito do teor de carbono sobre a dureza martensítica é tão marcado que é considerado um elemento fundamental na determinação dessa propriedade (fig. 1). Pequenas adições de carbono em aços doces são relativamente mais efetivas do que as mesmas adições em aços de concentrações mais altas. Com aços de baixa ou média liga, contendo menos de 5% de liga, o elemento de liga não afeta a dureza máxima de modo significativo.

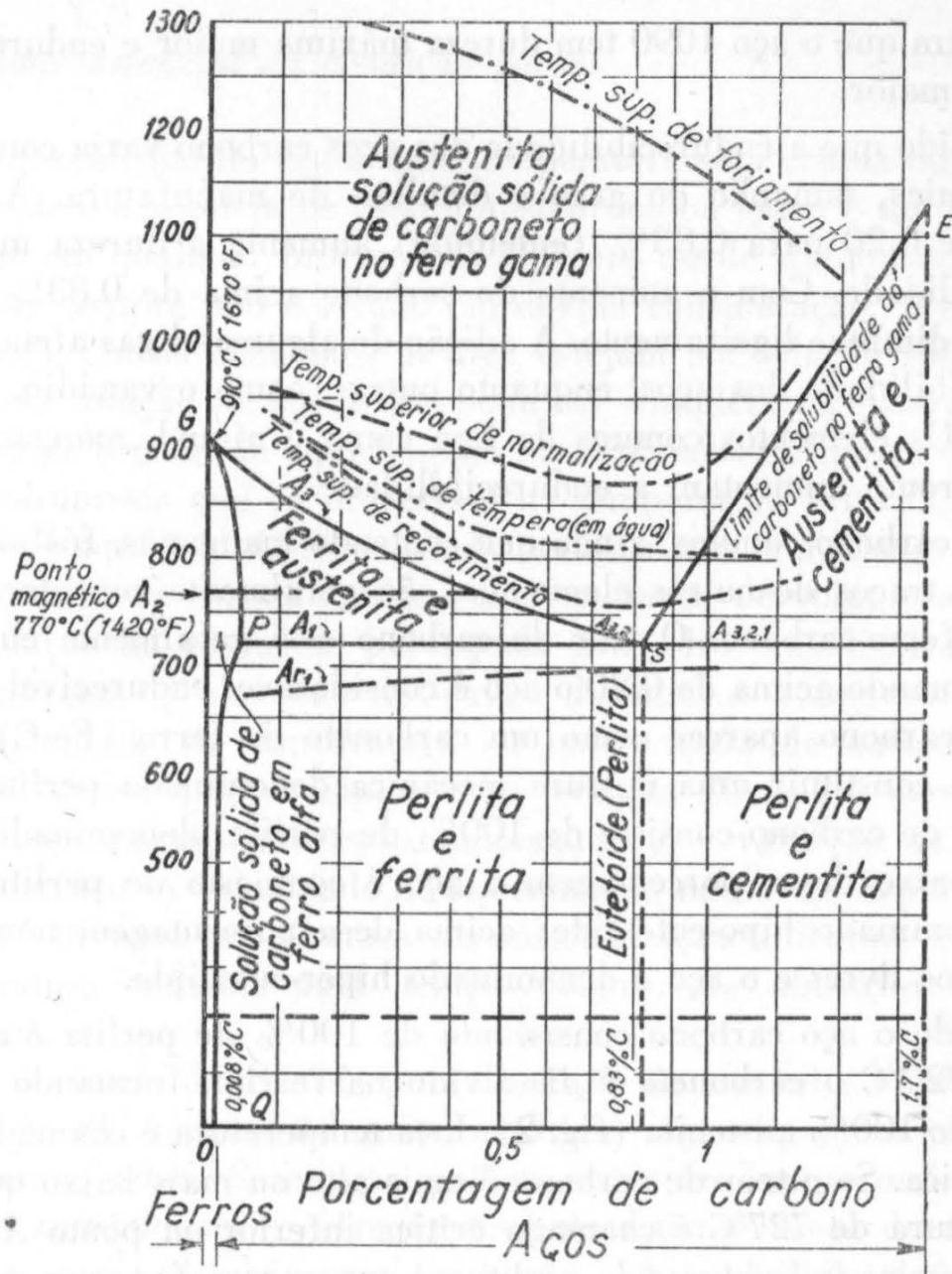


Fig. 2 — Diagrama constitucional Ferro-Carbono.

### Endurecibilidade e dureza.

Endurecibilidade pode ser definida como a susceptibilidade de endurecer por têmpera. Para ilustrar a diferença entre dureza e endurecibilidade, considere-se dois aços S. A. E. 1040 e 4140, laminados em redondo de 1". Se êsses dois aços forem temperados da mesma maneira a dureza superficial será a mesma, mas a dureza no centro do aço S. A. E. 4140 será muito mais alta do que a do 1040. Os dois aços podem ser temperados para a mesma dureza mas o aço 4140 tem maior endurecibilidade por ser um aço liga.

Então si se tempera um aço 1040 e 1090 do mesmo modo, o resultado será que o aço 1090 terá dureza mais elevada e em maior profundidade,



o que mostra que o aço 1090 tem dureza máxima maior e endurecibilidade um pouco maior.

É sabido que a endurecibilidade dos aços carbono varia com a composição química, tamanho do grão e detalhes de manufatura. Aumento de carbono de 0,20 para 0,83% (eutetóide) aumenta a dureza máxima e a endurecibilidade. Com o aumento do carbono acima de 0,83% a endurecibilidade diminui ligeiramente. A adição de algumas ligas afetam bastante a endurecibilidade dos aços, enquanto outras, como o vanádio, tem efeito reduzido. Os elementos comuns de liga como o níquel, manganês, molibdenio, e cromo aumentam a endurecibilidade.

Aços carbono comuns, ainda que contendo manganês, fósforo, enxôfre e silício e traços de outros elementos, são geralmente considerados como uma liga ferro-carbono. O teor de carbono está geralmente entre 0,05 e 1,45%; quando acima de 0,20 o aço é considerável endurecível comercialmente. O carbono aparece como um carboneto de ferro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) unido ao ferro para constituir uma mistura mecânica denominada perlita. Um aço de 0,83% de carbono consiste de 100% de perlita, denominado aço eutetóide. Abaixo dessa porcentagem o aço é composto de perlita e ferrita livre, denominado hipo-eutetóide; acima dessa porcentagem tem-se perlita e carbonetos livres e o aço é denominado hiper-eutetóide.

Quando o aço carbono consistindo de 100% de perlita é aquecido a cerca de  $727^\circ\text{C}$  o carboneto é dissolvido na ferrita, formando uma nova estrutura de 100% austenita (fig. 2). Esta temperatura é chamada a temperatura crítica. Se o teor de carbono é mais alto ou mais baixo que 0,83%, a temperatura de  $727^\circ\text{C}$  é chamada crítica inferior ou ponto  $A_1$  ou  $A_{3,2,1}$  porque colônias individuais de perlita no aço se transformam em austenita independentemente do teor original de carbono. A ferrita ou o carboneto ainda não estão em solução.

Quando o teor de carbono é mais baixo que 0,83%, a ferrita livre é absorvida progressivamente pela austenita a proporção que a temperatura aumenta. Finalmente toda a ferrita é dissolvida. A temperatura necessária para 100% de dissolução é chamada a crítica superior. Aços hipo-eutetóides devem ser aquecidos pelo menos à temperatura crítica superior afim de que seja obtida austenita homogênea antes de ser temperado. Quando o teor de carbono é acima de 0,83% o fenômeno é semelhante, com os carbonetos livres dissolvendo-se com o aumento de temperatura. Nem sempre se deseja aquecer aços hipo-eutetóides à temperatura crítica superior. Por exemplo, aços ferramentas são aquecidos logo acima da crítica inferior e então temperados para endurecer a textura perlítica anteriormente existente, retendo os carbonetos livres.



*Necessidade essencial da condição gama.*

O aquecimento do aço a uma temperatura seja crítica ou acima desta afim de que o aço esteja no estado austenítico ou gama é um passo importantíssimo em qualquer processo de têmpera ou de tratamento térmico em geral. Nem sempre isso é levado em devida consideração. É essencial que o carbono e outros elementos de liga estejam em solução sólida no ferro gama. Essa solução de elementos pode ser completa ou parcial.

Durante o ciclo de aquecimento há mudanças definidas de dimensões e microestruturais que se processam na temperatura crítica. A proporção que o aço é aquecido dá-se expansão térmica com o aumento da temperatura até atingir-se a zona crítica; uma mudança de volume acompanha a transformação na passagem por aquela zona. Há uma ligeira diminuição de volume com a absorção de calor durante a transformação. Diferenças na subida de temperatura ou temperatura de austenitização não uniforme (como, por exemplo, entre secções finas e espessas de uma mesma peça) causam distorção, empenamento e variação de tamanho de grão austenítico. A velocidade de aquecimento não é tão importante quanto a obtenção de uma temperatura de austenitização uniforme e manutenção à temperatura máxima para tempo próprio de obtenção de austenita homogênea.

A velocidade de difusão para obtenção de austenita homogênea varia dependendo da composição química. Vários aços liga têm velocidade de difusão muito lenta. Êsses aços podem exigir um tempo maior na temperatura de austenitização, e freqüentemente a temperatura deve ser aumentada para que a difusão seja facilitada. A verdadeira temperatura de aquecimento deve ser acima de  $A_{3,2}$  ou temperatura crítica superior para a obtenção de austenita homogênea. Pode haver aumento do tamanho de grão quando mantida muito tempo depois da ocorrência da difusão. Uma temperatura mais alta que a necessária produz o mesmo efeito, ainda que com um aço de grana fina isso seja menos perigoso que o tratamento a uma temperatura muito baixa. A austenita uniforme põe o aço em condições de ser temperado.

*Construção da curva em "S".*

Para a compreensão do que ocorre quando o aço é esfriado e o efeito das diferentes velocidades de esfriamento, é necessário que se conheça o tempo e a temperatura necessárias para a decomposição da austenita nos constituintes resultantes. Isso é melhor esclarecido pela curva em "S" freqüentemente chamada curva TTT (transformação-tempo-temperatura).

O método de estudo utilizado por Bain e Davenport para a construção da curva em "S", agora aceito geralmente como o exemplo mais prático do processo de transformação da austenita a temperatura constante, consiste no exame metalográfico dos corpos de prova mantidos a temperatura constante por tempos predeterminados.

É essencial que sejam utilizados corpos de prova pequenos afim de que o esfriamento seja praticamente instantâneo.

Os corpos de prova são aquecidos afim de que se tornem completamente austeníticos e então mergulhados rapidamente em um banho de sal fundido a uma temperatura predeterminada e mergulhados imediatamente em água ou salmoura à temperatura ambiente. Si os corpos de prova forem mergulhados em água imediatamente a partir do banho de sal, sem que haja permanência apreciável no banho, êles ainda estarão constituídos de austenita, que se transformará então completamente em martensita.

Si, de outro lado, os corpos de prova forem mantidos no banho de sal fundido por tempo suficiente haverá formação de um tipo qualquer de microestrutura correspondente a essa temperatura constante. Essa outra estrutura será ou ferrita ou perlita. Por exemplo, um aço eutetóide é mergulhado da temperatura de austenitização num banho de sal fundido a temperatura de 370°C por 8, 10, 100 e 200 segundos e então imediatamente mergulhado em salmoura. Se cada corpo de prova fôsse examinado ao microscópio, as estruturas resultantes seriam aquelas representadas na tabela I. Êsses dados mostram que a transformação isotérmica dêsse tipo de aço a 370° começa em 10 segundos e se completa em 200 segundos. Por meio de ensaios semelhantes a várias temperaturas a curva em S pode ser construída para qualquer aço.

TABELA I

| <i>Tempera em sal<br/>Segundos</i> | <i>Resultados</i>                                  |
|------------------------------------|--|
| 8                                  | 100% martensita                                    |
| 10                                 | traços de bainita, praticamente<br>100% martensita |
| 100                                | 50% bainita<br>50% martensita                      |
| 200                                | 100% bainita                                       |

A transformação não é instantânea. A curva em S indica o tempo necessário a uma temperatura constante para a transformação ter início e ser completada. Há dois intervalos de temperatura onde a transformação

tem lugar relativamente depressa — um nas vizinhanças de 540 — 590°C e o outro cêrca da temperatura ambiente. Dependendo do tempo e temperatura na qual a austenita se decompõe, a textura final resultante varia. Se a transformação dá-se na zona superior de temperaturas acima do cotovelo da curva em S (cêrca de 490°C) o produto é perlita lamelar. Quando mais baixa é a temperatura de transformação tanto mais fina e dura é a estrutura perlítica, até que atingido o cotovelo da curva em S a estrutura é uma perlita lamelar muito fina ou nodular, chamada trustita primária.

Na zona intermediária de transformação, si o processo de têmpera permite que a transformação se dê entre o cotovelo da curva em S e a temperatura na qual há início de transformação em martensita (ponto Ms) o produto de decomposição é acicular e denominado bainita (depois de Bain). Quanto mais baixa a temperatura na qual dá-se a transformação, tanto mais fina e dura será a estrutura acicular. Austêmpera é uma têmpera, controlada em tempo, nesse intervalo de temperatura.

Contrariamente ao que se afirmou anteriormente a austenita transforma-se em martensita durante o esfriamento através de um intervalo de temperatura. Por conveniência êsse intervalo foi denominado zona de transformação em martensita, ou zona  $A_r$ ; a temperatura na qual há início de transformação em martensita denomina-se ponto Ms e a temperatura na qual a transformação se completa denomina-se ponto Mf. O trabalho de H. Carpenter e J. M. Robertson mostrou que o austenita transforma-se em martensita em um intervalo de temperatura que é característico para a maioria dos aços carbono comerciais e aços-liga tratáveis termicamente. Quando o aço é temperado com velocidade que exceda a velocidade crítica a transformação da austenita é interrompida até que se alcance o ponto Ms, onde então se inicia a transformação e quando é atingido o ponto Mf a austenita está completamente transformada em martensita.

Si, no processo de têmpera, o esfriamento é interrompido a uma determinada temperatura, dentro da zona de transformação em martensita, então a transformação é também interrompida. Si se mantém a temperatura constante haverá ocorrência de transformação isotérmica; mas o tempo necessário será excessivamente longo para ser prático ou comercial. Si, depois de interrompida a têmpera, o esfriamento continua, a austenita continua a transformar-se em martensita até que o processo se complete.

#### *Formula de Carapella*

A fórmula estudada por Louis Carapella para a determinação do ponto Ms de um aço mostra que o carbono tem o maior efeito no abaixamento daquele ponto, o manganês, cromo e níquel sendo menos efetivos



e o silício, molibdenio e tungstênio sendo os menos efetivos de todos. Essa formula é  $M_s = 925 F \times f_C \times f_{Mn} \times f_{Si} \times f_{Ni}$ , onde os fatores para os vários elementos são computados como segue:

|          |   |   |       |     |       |    |            |
|----------|---|---|-------|-----|-------|----|------------|
| $f_C$    | 1 | — | 0.620 | por | cento | de | carbono    |
| $f_{Mn}$ | 1 | — | 0.092 | "   | "     | "  | manganês   |
| $f_{Si}$ | 1 | — | 0.033 | "   | "     | "  | silício    |
| $f_{Ni}$ | 1 | — | 0.045 | "   | "     | "  | níquel     |
| $f_{Cr}$ | 1 | — | 0.070 | "   | "     | "  | cromo      |
| $f_{Mo}$ | 1 | — | 0.029 | "   | "     | "  | molibdenio |
| $f_W$    | 1 | — | 0.013 | "   | "     | "  | tungstênio |
| $f_{Co}$ | 1 | — | 0.20  | "   | "     | "  | cobalto    |

o que fornece meios para se determinar o ponto  $M_s$ , essencial para a determinação de temperaturas para a têmpera interrompida. Há poucas informações quanto à determinação do ponto  $M_f$ , quando a transformação se completou. Para a maioria dos aços comerciais êste ponto está acima da temperatura ambiente; entretanto, há um grande número de aços liga, taes como os da série A. I. S. I. 3300 para cementação e os aços rápidos nos quais o ponto  $M_f$  é abaixo da temperatura ambiente. A teoria da transformação através de uma zona de temperaturas ainda é aplicável e afim de que a transformação se dê completamente nesses aços que tem um  $M_f$  baixo, é necessário um esfriamento a tempeturas sub zero em câmara fria.

Aços esfriados pelo processo de têmpera são transformados durante o esfriamento. Êles não se transformam uniformemente, como aqueles obtidos isotermicamente. Verificou-se que a transformação durante esfriamento contínuo e a transformação isotérmica tem uma relação definida que pode ser avaliada. Si houver superposição de curvas para esfriamento contínuo e isotérmicas as curvas de início e fim de transformação para a curva de esfriamento contínuo estarão abaixo e a direita das da curva isotérmica. Desde que foi determinada uma relação definida entre os dois tipos de esfriamento, o diagrama isotérmico, que existe para grande número de aços, pode ser utilizado na predição do tempo e temperatura para obtenção de uma determinada microestrutura com aproximação razoável.

A interpretação dos vários valores das velocidades de esfriamento em relação ao tempo-temperatura e produto resultante pode ser ilustrada pelo esquema da fig. 3. A curva em S indica o que se passa quando o aço

é esfriado. Por exemplo, o aço esfriado com velocidade muito lenta, como no recozimento, é indicado pela curva B. Quando o aço atinge a

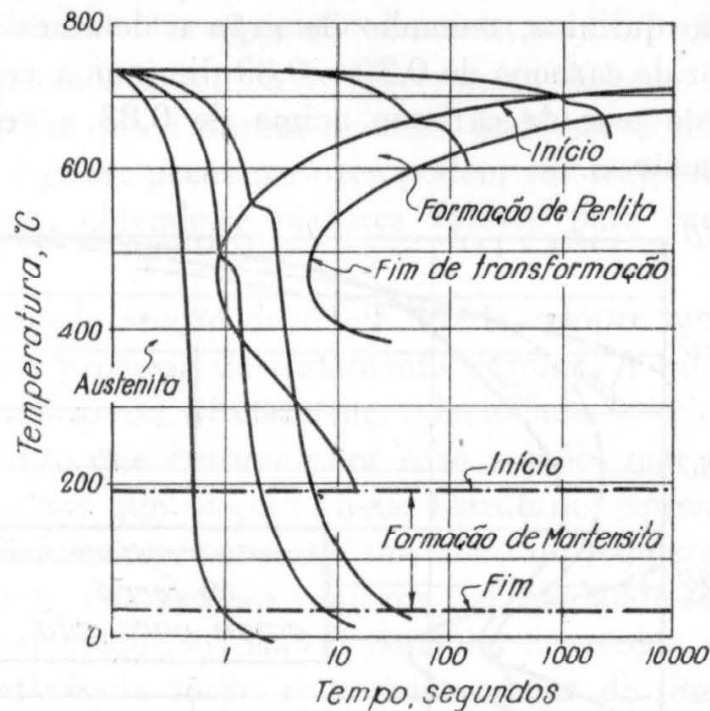


Fig. 3 — Curvas de esfriamento para várias operações desde recozimento no forno até têmpera em salmoura gelada, relacionadas à parte da curva em S onde se localiza a formação de perlita e martensita (Grossmann).

temperatura a  $B_1$ , inicia-se a transformação para perlita e com o prosseguimento do esfriamento a transformação continua. Quando a temperatura atinge  $B_2$ , a transformação completa-se. A perlita formada na temperatura  $B_1$  será mais grosseira e mole que a formada a  $B_2$ . A “subida” nas curvas de esfriamento mostra que uma certa quantidade de calor foi liberada durante a transformação.

Uma velocidade de esfriamento mais rápida, como na normalização, ou esfriamento ao ar, é indicado pela curva C. A formação de perlita é análoga àquela da curva B, mas a perlita formada à temperatura  $C_1$  será fina e mais dura. A perlita formada a  $C_2$  será ainda mais fina e mais dura. Com uma velocidade de esfriamento ainda maior, indicado pela curva D, o início da transformação da austenita é interrompido e nota-se um ligeiro desprendimento de calor a cerca de  $540^\circ\text{C}$ ; nesse ponto dá-se transformação parcial em perlita nodular, freqüentemente chamada trustita. A austenita restante tem sua transformação interrompida até que a temperatura caia a  $M_s$  quando a martensita inicia sua formação por um processo que termina em  $M_f$ . Resulta a formação de uma estrutura martensítica ou dureza máxima.

Como foi visto, há uma velocidade mínima de esfriamento na qual a dureza máxima num dado aço pode ser obtida. Essa velocidade de

esfriamento, que tangencia o cotovelo da curva em S, é denominada velocidade crítica. Sabe-se que a velocidade crítica para os aços carbono varia com a composição química, tamanho de grão e detalhes de manufatura. O aumento do teor de carbono de 0,20 a 0,83 diminui a velocidade crítica. Com o aumento do teor de carbono acima de 0,83 a velocidade crítica aumenta ligeiramente.

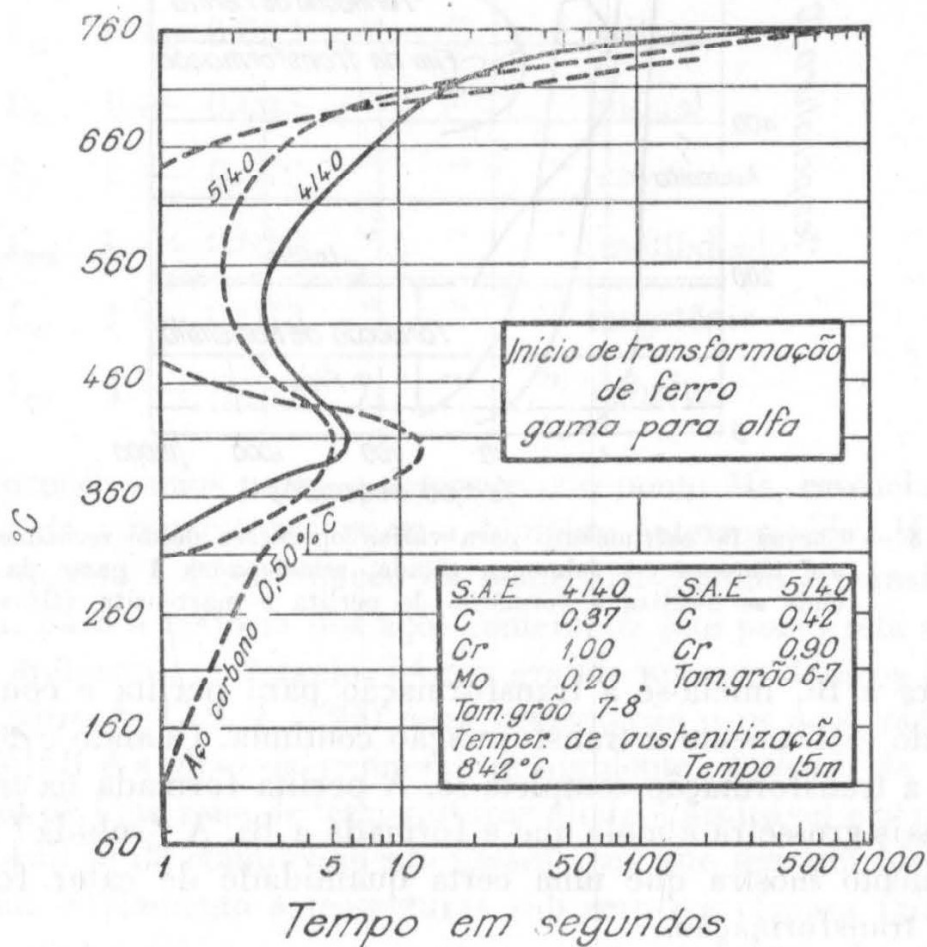


Fig. 4 — Curvas comparativas de início de transformação para três aços.

A adição de certas ligas afeta bastante a velocidade crítica de esfriamento do aço, enquanto elementos, como o vanádio tem efeito pouco pronunciado. Entretanto, a maioria dos elementos de liga mais comuns, tais como níquel, manganês, molibdenio e cromo, diminuem a velocidade de esfriamento necessária ao endurecimento completo. A fig. 4 mostra a transformação inicial comparativa dos aços carbono comum 0,50%, S. A. E. 5140 e 4140. A proporção que são adicionados elementos de liga para aumento da temperabilidade a posição da curva em S desloca-se para a direita, abaixando a velocidade crítica de esfriamento. Têmpera completa requer uma velocidade crítica de esfriamento de aproximadamente 2 seg para o aço 5140 S. A. E. com 0,90% de Cr, aproximadamente 3 seg para S. A. E. 5140 com 1,0% de Cr e 0,20% de molibdenio. Isso ilustra bem o fato



de que com o aumento da temperabilidade a curva em S é deslocada para a direita e a velocidade crítica de esfriamento é diminuída. Há, entretanto, uma relação definida entre a posição da curva em "S" e a temperabilidade.

A menor velocidade crítica de esfriamento dos aços-liga traz inúmeras vantagens, uma vez que a dureza máxima pode ser obtida com velocidade de esfriamento menor; peças maiores podem ser temperadas para endurecimento completo, obtendo-se maiores valores para fadiga e resistência à tração.

A influência da secção deve ser levada sempre em conta quando se trata de qualquer processo de tratamento térmico. A microestrutura resultante é em grande parte diretamente relacionada à velocidade de esfriamento e é evidente que em qualquer caso secções maiores esfriarão com velocidades menores que secções finas. Estruturas equivalentes podem ser produzidas unicamente pelo uso de um meio de têmpera mais severo que neutralize o efeito das secções maiores ou mudando-se o material para um de menor velocidade crítica. O tamanho da secção e a severidade da têmpera tem influência sobre as rachas comuns de têmpera e as rachas microscópicas, menos conhecidas. Cada racha diminui a ductilidade e resistência à fadiga da secção onde se localiza resultando nessa, falha prematura. Rachas martensíticas são causadas por tensões internas de esfriamento e são freqüentemente acompanhadas por distorção e enpenamento. A martêmpera, austêmpera e têmpera interrompida eliminam êsses inconvenientes no tratamento térmico.

Sabe-se que o aumento do tamanho do grão acarreta um aumento na endurecibilidade do aço. Tamanho de grão maior produz uma curva em S de transformação mais lenta, afetando também qualquer dos ensaios de temperabilidade. Quando se fala em tamanho de grão não se deve confundir com o que o fundidor de aço classifica como corrida de aço fino ou grosso, por ensaio de tamanho de grão a 925°C. Quando a corrida é classificada como de grão fino ou grosso, quer-se indicar que êle o é a 925°C. Significa isso que o aço da corrida terá um tamanho de grão austenítico inerente mais fino à temperatura usual de tratamento térmico e uma temperatura de aumento de grão acima de 925°C, enquanto que o aço de grão grosso terá grão aumentado à temperatura de tratamento térmico e inicia o crescimento a uma temperatura abaixo daquela para o aço de grão fino.

G. V. Cash, T. W. Merrill e R. L. Stephenson apresentaram em 1940 um trabalho à American Society for Metals intitulado: "Efeito da desoxidação na endurecibilidade". O trabalho mostrou que a endurecibilidade era uma função do tamanho de grão e da temperatura de tratamento

térmico, e a relação da endurecibilidade para o tamanho de grão é independente do método de desoxidação. Afim de se obter aços tanto de grão fino como grosso para o estudo e ao mesmo tempo eliminar tôdas as pos-

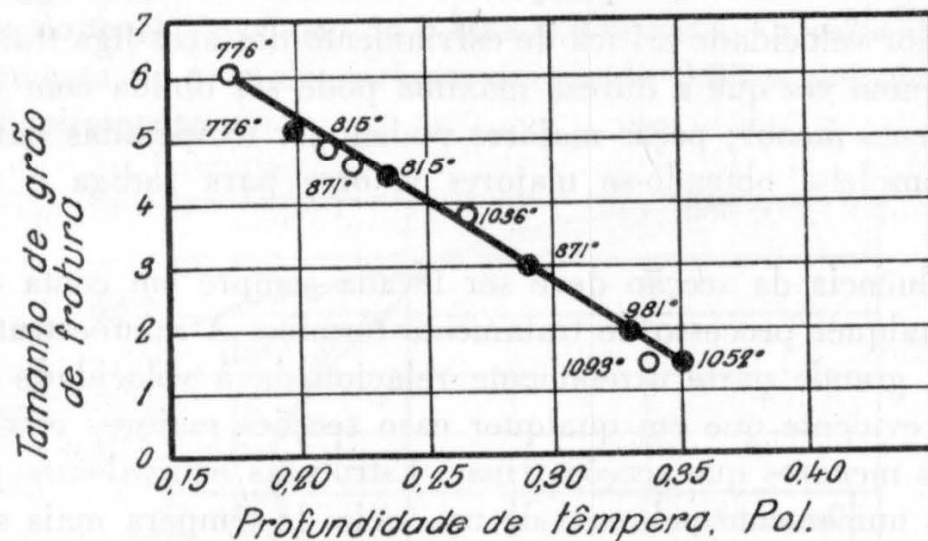


Fig. 5 — Profundidade de penetração de dureza traçada em função do tamanho de grão de fratura, para resultados obtidos numa corrida típica.

síveis variáveis, foi adicionado suficiente alumínio a um lingote de cada uma das várias corridas de grana grossa afim de que se tornassem de grana fina no sentido do ensaio de McQuaid-Ehn. Em adição às corridas de aço de grana fina e grossa produzidas por desoxidação no lingote, duas corridas de análises semelhante foram selecionadas, uma tornada grossa e outra fina, pelo processo normal de desoxidação na panela. Os resultados típicos de uma das corridas, com a profundidade de endurecimento traçada em função do tamanho de grão de fratura para tanto grão grosso como grão fino, podem ser observados na fig. 5.

2.<sup>a</sup> Parte — Neste capítulo são descritas quatro técnicas de ensaio de endurecibilidade e outras características. São discutidos os ensaios Jominy e McQuaid-Ehn e os métodos e escolha do meio de têmpera.

Quase todo especialista em tratamento térmico aplicou ou supervisionou um método de ensaio de endurecibilidade do aço. Sabe-se que alguns aços dão, quando em produção, os resultados esperados enquanto outros não o fazem. As propriedades específicas inerentes de vários aços não são controladas unicamente pela composição química mas também pelo método de manufatura, especialmente o processo de desoxidação. É possível que se tenha várias corridas de aço fornecidas dentro da mesma especificação, cada uma com endurecibilidade diferente. Esse fator, sobre o qual não há controle, tem causado freqüentemente aborrecimentos ao encarregado de tratamentos térmicos.

O que o encarregado de tratamentos térmicos realmente necessita é um aço com uma endurecibilidade definida. Na realidade êle não se importa com as características químicas, mas exige um aço com características que respondam ao melhor método de tratamento térmico que possa ser adaptado às peças que êle está tratando.

Os ensaios de tração são feitos com mais freqüência que qualquer outro, quando se trata de metais. Admite-se que os aços liga, independentemente da composição, têm características à tração bastante semelhantes quando endurecidos por têmpera.

O ensaio de endurecibilidade é aceito para determinação das características à tração independentemente da análise química, devendo-se porém ter sempre em consideração os altos valores da resiliência a baixas temperaturas e baixos valores de cripe a altas temperaturas. As ligas em que se procura essas propriedades geralmente não exigem especificação apertada. Só um mínimo é exigido. São baseados nessas considerações que os fabricantes de aços e metalurgistas concentram seus esforços em especificarem ou fornecerem aços para determinados objetivos. Foram desenvolvidos métodos para medida daquelas características de modo que a especificação individual possa ser controlada fazendo-se comparações entre os diferentes tipos. Muitos desses métodos têm sido desenvolvidos individualmente pelas indústrias, mas os seguintes ensaios para medida da endurecibilidade são reconhecidos e usados nos Estados Unidos:

- 1 — Ensaio de tamanho do grão austenítico, em particular o ensaio de MacQuaid-Ehn e o método de oxidação.
- 2 — Ensaio de Jominy ou de têmpera pela base.
- 3 — Endurecibilidade e severidade de têmpera, de acôrdo com Grossmann.
- 4 — Ensaio de tamanho de grão de fratura (Shepherd).

#### *Ensaio de McQuaid-Ehn.*

O ensaio de MacQuaid-Ehn consiste em aquecer um corpo de prova de aço em uma mistura carbonetante durante 8 horas à temperatura de 925°C, e então esfria-lo lentamente na caixa. Depois desse tratamento carburante o corpo de prova é cortado, polido, atacado de modo a que possam ser observados os limites dos grãos e então a superfície carbonetada é examinada ao microscópio com 100 aumentos. O tratamento carburante desenvolve limites definidos de grão que são facilmente visíveis. O campo ampliado é então comparado com um quadro padrão que mostra diferentes tamanhos de grão. Os aços são geralmente classificados em aços de



grão fino e grão grosso. Os tamanhos de 1 a 5 no quadro padrão são classificados como de grão grosso, enquanto que tamanhos de 5 a 8 são classificados como de grão fino.

Os termos "anormal" e "normal" indicam uma característica definida de uma corrida no sentido de desenvolver um certo tipo de estrutura, quando carburados. Em 1922 McQuaid-Ehn demonstrou que a estrutura, depois da carburação, pode ser utilizada para predizer si o aço endurecerá uniformemente ou terá tendência a desenvolver pontos moles. Si a zona hipereutetóide mostra grão grosso de perlita lamelar relativamente fina, envolvida por cementita fina em excesso, o aço é chamado normal e endurecerá satisfatoriamente. Si a perlita lamelar fôr muito grossa, rodeada por ferrita, com a cementita hipereutetóide grossa e irregular, o aço é denominado anormal e não endurecerá satisfatoriamente.

Originalmente o ensaio de MacQuaid-Ehn foi adotado para determinação do tamanho de grão e normalidade do aço, como um ensaio para a escolha de tipos de aços para cementação. O estudo demonstrou que a variação de tamanho de grão e normalidade deveriam ser definitivamente atribuídas à prática de desoxidação no forno Siemens-Martin. Aços anormais são geralmente obtidos em corridas que têm um alto teor em óxidos devido a desoxidação incompleta do aço. Posteriormente os produtores de aço puderam controlar a normalidade do aço, tanto em aços de grão fino como de grão grosso. O tamanho de grão foi então admitido como fator importante pelas aciarias e o aço classificado como de *estrutura tenaz* (grão fino) ou *estrutura frágil* (grão grosso). Sabe-se que a estrutura tenaz ou de grão fino é uma indicação de aço bom para ferramenta. A estrutura frágil ou de grão grosso indica fragilidade e baixa produtividade em serviço.

Foram observadas, cêrca de 1932, várias corridas que eram tratadas termicamente de modo satisfatório em relação a têmpera para dureza máxima com mínimo de distorção. Outras corridas temperam com dureza localizada e grande distorção. Uma experiência típica, realizada em uma das maiores aciarias americanas, indicou que em aços de sete corridas, com a mesma composição química, quatro possibilitaram tratamento térmico satisfatório e três temperaram com dureza localizada e apresentaram maior distorção que as outras. O ensaio de McQuaid-Ehn foi feito nesses materiais, sendo que quatro indicaram estrutura de grana fina normal e foram identificados como satisfatórios; os outros três indicaram tamanho de grão duplex e anormal. A reconstituição da prática usada no Siemens-Martin indicou que as três corridas não satisfatórias tinham sido desoxidadas com alumínio. Um trabalho de pesquisa foi iniciado afim

de se determinar o efeito de alumínio no tamanho de grão e normalidade do aço O resultado dessa pesquisa mostrou que uma pequena quantidade de alumínio produz um aço normal de grão grosso. Adicionado ainda mais alumínio produz-se uma estrutura duplex e anormal. Com uma adição ainda maior a estrutura será normal e de grão fino.

O uso de aço normal de grão fino foi determinado como tendo muitas vantagens sobre o aço de grão grosso. Aços de grão fino usado em partes tratadas termicamente resultam em ductilidade mais elevada, resiliência e menor distorção no tratamento térmico. Os aços de grão fino são considerados como aços de baixa endurecibilidade. Para endurecibilidade equivalente entre aços de grão fino e grão grosso é necessário que se aumente o teor de manganês do aço de grão fino. Por exemplo, aço para mola quando especificado em grão grosso deverá ter 0,80-0,95% de carbono e 0,25-0,50 de manganês. Os aços de grão fino deverão ter 0,80-0,95% de carbono e manganês 0,60-0,9%. Hoje o tamanho de grão é um índice indicativo dos aços comerciais que foi adotado e publicado pela A. S. T. M. Quadros classificadores dos vários tamanhos de grão, numerados de 1 a 8, são comuns em bibliografia técnica.

O tamanho de grão austenítico também pode ser avaliado pela fratura de um corpo de prova de aço depois de temperado. Os padrões de tamanho de grão de fratura, chamados padrões Shepherd consistem em 10 amostras, classificadas de 1 a 10 inclusive. Elas conferem praticamente, microscopicamente, com os tamanhos de grão obtidos pela classificação A. S. T. M. O Shepherd P-F ou de fratura-penetração é um ensaio de comparação para endurecibilidade e tamanho de grão. É utilizado quase sempre em aços cujo limite entre núcleo e periferia é bem definido, como os aços ferramenta.

#### *Ensaio de Jominy ou de têmpera pela base.*

O ensaio Jominy ou de têmpera pela base foi descrito inicialmente por A. L. Boegehold e W. E. Jominy em 1937. Esse processo de medida de endurecibilidade consiste em esfriar com jato de água pela extremidade, um cilindro de aço, de 1", e medir a dureza a partir dessa extremidade temperada.

O dispositivo é montado de modo a que uma coluna de água a 24°C mais ou menos 3°C, seja dirigida contra a extremidade a ser esfriada. A água passa através de uma abertura de 1/2" de diâmetro e está sob pressão suficiente para subir à altura de 2 1/2" acima da abertura, o que se verifica antes que o corpo de prova quente seja colocado no dispositivo (1).

(1) — Para maiores detalhes do ensaio Jominy, pode ser consultado "Steel", 17 de maio de 1943, pg. 106.

O funcionamento do ensaio exige que o fornecimento de água seja feito por dispositivo de abertura muito rápida, o corpo de prova quente seja colocado no dispositivo de modo a que o fundo do mesmo esteja a 1/2" da abertura da válvula, e o jato de água seja rapidamente emitido. O corpo de prova é mantido no dispositivo até esfriar-se ou, pelo menos, durante 10 minutos e então temperado em água até esfriar-se.

Os corpos de prova devem ser normalizados a 50°C acima de  $A_{c3}$  e mantidos a essa temperatura durante 30 minutos. Em seguida a êsse tratamento a barra é usinada para acabamento final e aquecida para têmpera 40°C acima de  $A_{c3}$  e mantida 20 minutos a essa temperatura. Afim de que a oxidação seja levada a um mínimo, a barra deverá ser aquecida em um recipiente pequeno, fechado, rodeado por uma camada de limalha de ferro fundido de cêrca de 1" de espessura.

Depois de temperada a barra são esmerilhadas duas superfícies planas na mesma, a 180°, com cêrca de 0,5 mm de profundidade, evidentemente com os cuidados necessários a que um aquecimento localizado não afete a dureza. São então feitas leituras de dureza sôbre o comprimento da barra em intervalos de 1/16 polegadas com uma máquina Rockwell, utilizando a escala C.

#### *Aceitação como o método padrão.*

Êsse método de ensaio tem sido utilizado com tanto sucesso que foi adotado como ensaio padrão pela indústria de aço e A. I. S. I.; também provou como ensaio de laboratório para verificação. Muitas usinas de tratamento térmico têm adotado o ensaio de têmpera pela base como ensaio de rotina em peças que exigem endurecibilidade dentro de certos limites. Êle permite prevêr como o aço responderá ao tratamento térmico. Ultimamente êsse ensaio tem sido utilizado com razoável sucesso como método de determinação do tipo de aço NE que poderá substituir os tipos S. A.E. antigos.

O ensaio Jominy é agora proposto como meio de especificação da endurecibilidade para aços tratáveis termicamente. Quando a faixa de endurecibilidade é especificada, os limites da composição química têm sido modificados afastando-se um pouco dos limites aplicáveis aos mesmos aços, tais como especificados unicamente pela composição. Atualmente o ensaio é o mais simples e prático no que se refere a ensaio de endurecibilidade, além disso êle pode ser extrapolado para o de diâmetro crítico  $D_1$  de Grossmann e podem ser preditas as durezas a serem obtidas nas várias secções.



M. A. Grossmann, M. Azinow e S. F. Urban apresentaram trabalhos de valor sôbre endurecibilidade e têmpera. Em um de seus trabalhos (\*) apresentaram um método de determinação do diâmetro crítico ( $D_c$ ), que é uma medida da endurecibilidade e do valor de  $H$ , a medida da severidade da têmpera. O conhecimento desses dois fatores torna possível o cálculo de um diâmetro padrão ideal ( $D_i$ ) com o qual uma variedade de predições úteis torna-se possível na têmpera.

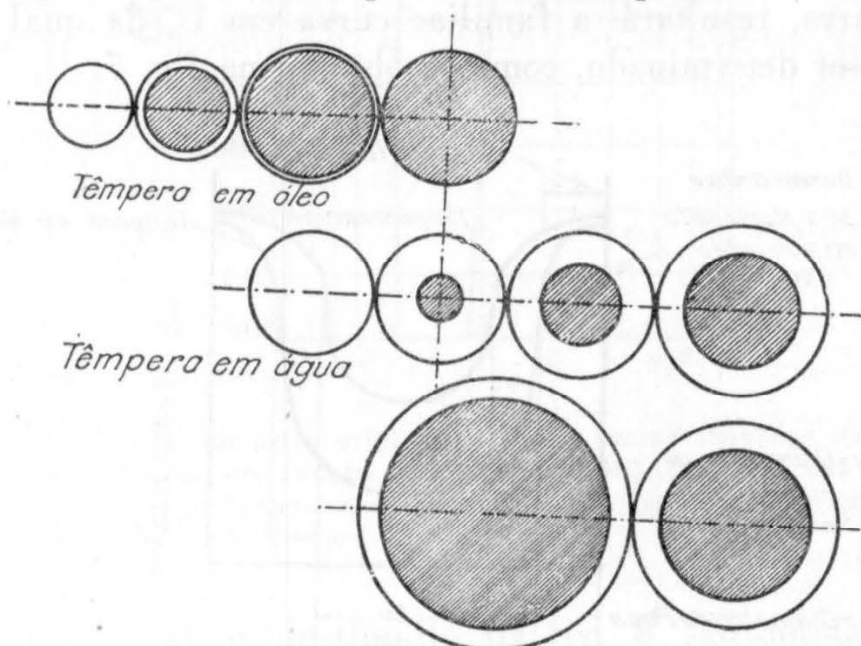


Fig. 6 — Efeito da variação dos diâmetros de barras redondas de aço SAE 3140, temperadas da mesma temperatura em óleo e água, representada por seções transversais atacadas (depois de Grossmann).

Considere-se a fig. 6, uma representação diagramática de uma série de seções transversais atacadas de um aço S. A. E. 3140, temperado em óleo, e uma série do mesmo aço temperado em água. Essa figura ilustra dois fatos bem conhecidos: (1) a profundidade de endurecimento torna-se menor quando cresce o diâmetro da barra, para o mesmo meio de têmpera; e (2) com têmpera em óleo, menos severa, o tamanho do núcleo não endurecido aumenta mais rapidamente com o aumento do diâmetro da barra do que no caso do meio de têmpera mais severo (água). Esse aumento relativo do núcleo não endurecido é bem característico da severidade de têmpera.

#### *Determinação da Dureza Crítica.*

Quando uma barra é temperada do estado austenítico para endurecer, verifica-se que a porção interior da barra é menos endurecida que a parte

(\*) — "Hardenability, its Relation to Quenching and Some Quantitative Data" (A. S. T. M. — 1938).

exterior. Um exame microscópico da secção transversal indicará martensita para a parte exterior e, a proporção que há queda de dureza, diminuição da quantidade de martensita e aumento da perlita nodular ou trustita primária. Num certo ponto existem partes iguais de ambos os constituintes. Esse ponto onde existe 50% martensita e 50% perlita é o chamado ponto de dureza crítica. Medidas da dureza na mesma barra indicarão a seqüência. Si a dureza é traçada em gráfico no sentido transversal da barra, resultará a familiar curva em U, da qual o diâmetro crítico pode ser determinado, como se observa na fig. 7.

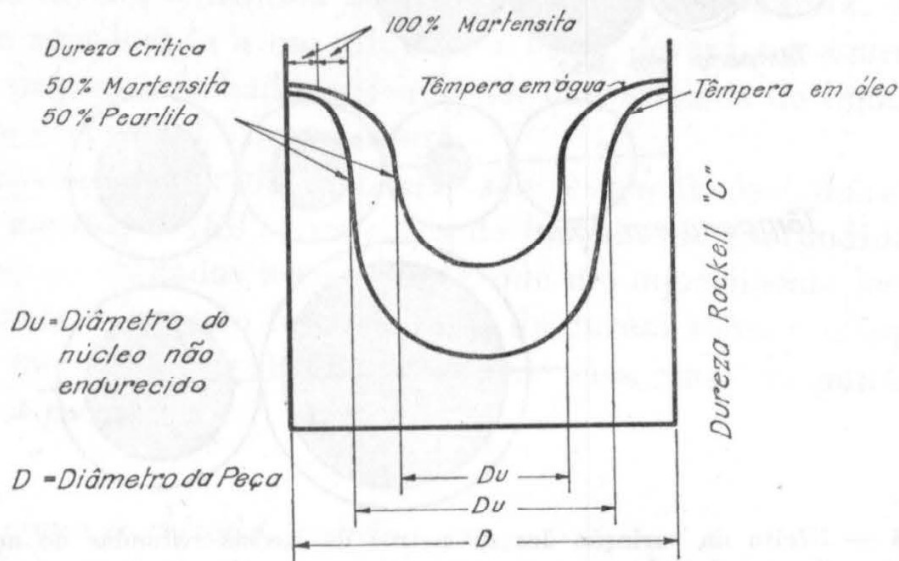


Fig. 7 — Distribuição transversal da dureza em barras redondas temperadas em óleo e água.

Outro método de determinação da dureza crítica é atacar e polir a secção transversal da barra com HCl, um para um. A diferença de velocidade de ataque entre a martensita e perlita mostrará uma demarcação nítida entre o anel martensítico e o núcleo perlítico. A zona martensítica mostrará um ataque mais leve do que o núcleo perlítico. O diâmetro crítico pode ser determinado com grande precisão pelo ensaio de ataque.

Traçando-se um gráfico do diâmetro original ( $D$ ) como abcissa (escala logaritmica) e o núcleo não endurecido ( $D_u$ ) como ordenada, das barras temperadas em água e óleo (fig. 8), esse gráfico mostrará que a inclinação das curvas é função da severidade de têmpera. Isso é a base para avaliação da severidade da têmpera. Na têmpera em água, o diâmetro de 1,83" é o diâmetro crítico, enquanto que o diâmetro crítico numa barra temperada em óleo é de 1,25".

Na fig. 6 observa-se que a proporção que o tamanho da barra temperada aumenta o tamanho no núcleo não endurecido aumenta mais rapidamente com o meio de têmpera menos severo. Quando os dados da fig. 6

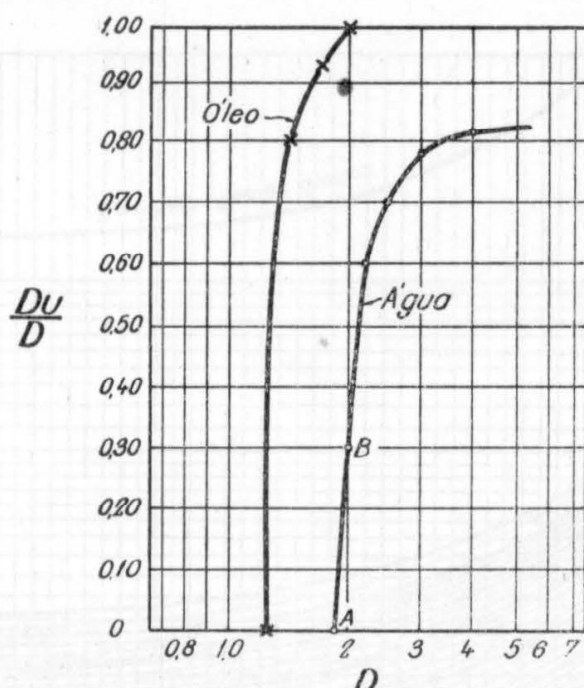


Fig. 8 — Curvas de diâmetro original ( $D$ ) das barras redondas da fig. 6, traçadas em abcissa, em função do diâmetro ( $D_u$ ) da parte não endurecida, traçados em ordenada, demonstrando que a inclinação da curva é controlada pelo meio de têmpera.

são levados a um gráfico do tipo do da fig. 8, são obtidas curvas que variam em inclinação, o grau de inclinação sendo característico da severidade de têmpera. Para se achar um valor numérico para a severidade de têmpera, a curva obtida deve ser sobreposta à tabela da fig. 9 até que combine com umas das curvas do quadro. Para isso utiliza-se um gráfico da fig. 9 em transparente de papel ou celuloide com a extremidade inferior do celuloide coincidindo com a extremidade inferior do quadro.

Traça-se a curva do lado direito da fig. 8, colocando-se os pontos A e B, etc., no gráfico em celuloide na posição adequada, como foi previamente descrito, na fig. 9. Leva-se o gráfico transparente para a direita ou para a esquerda até que os pontos caiam numa única curva ou tão próximo como possível. No caso, quando o gráfico transparente é movido para a direita até que o ponto A coincida aproximadamente com o ponto 2,6 ver-se-á que os pontos estão coincidindo com uma única curva que é a curva que sobe da linha base na posição 2,6. Esse novo valor 2,6 é então o valor  $HD$  para a barra de 1,33 de diâmetro; especificamente,  $H$  (severidade de têmpera) multiplicado por  $D$  (diâmetro da barra). Portanto, para obter o valor de  $H$ , nós teremos:

$$H = \frac{HD}{D} = \frac{2,6}{1,33} = 1,4$$

que é o valor numérico para  $H$  — severidade dessa têmpera.



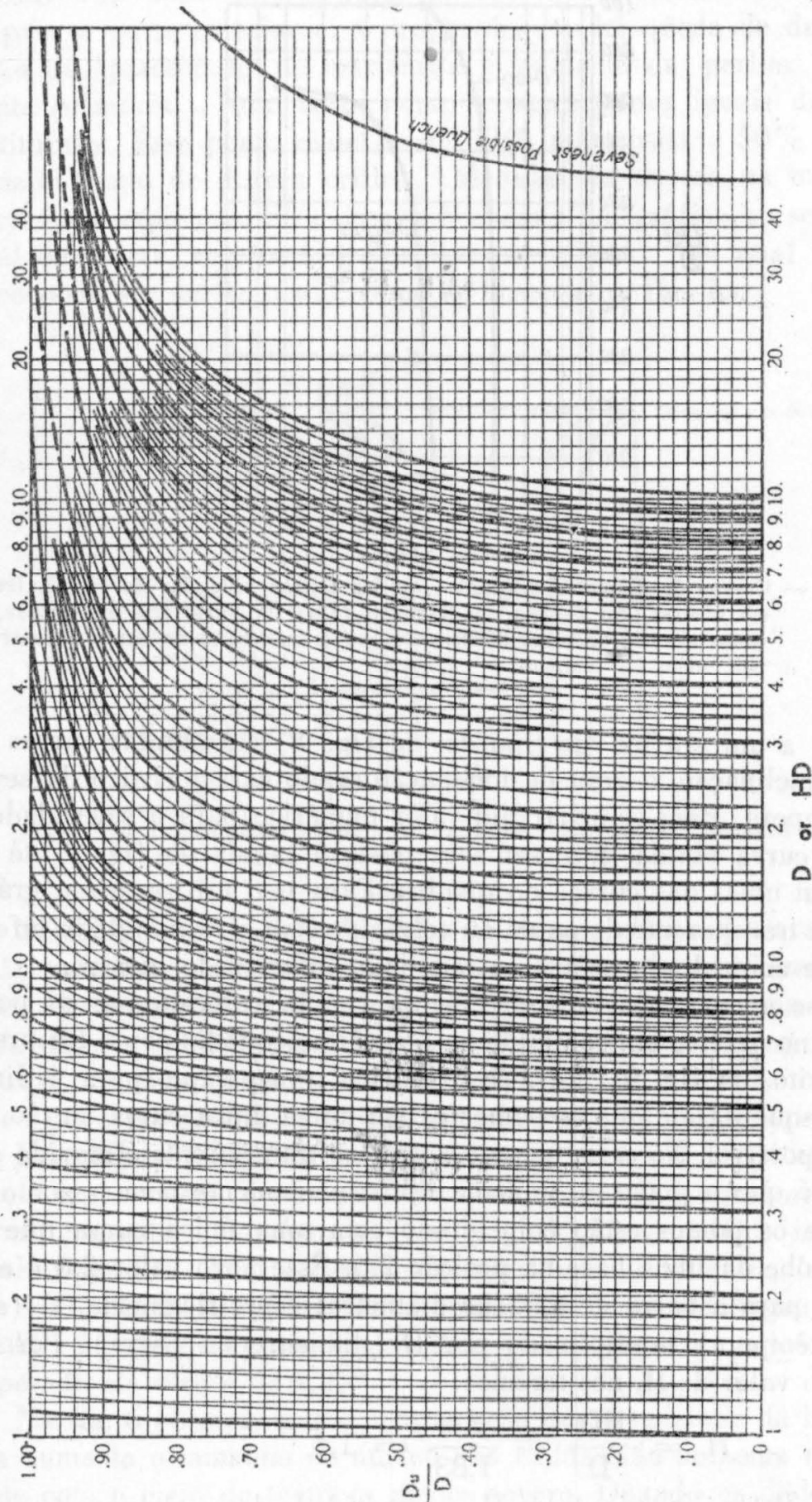
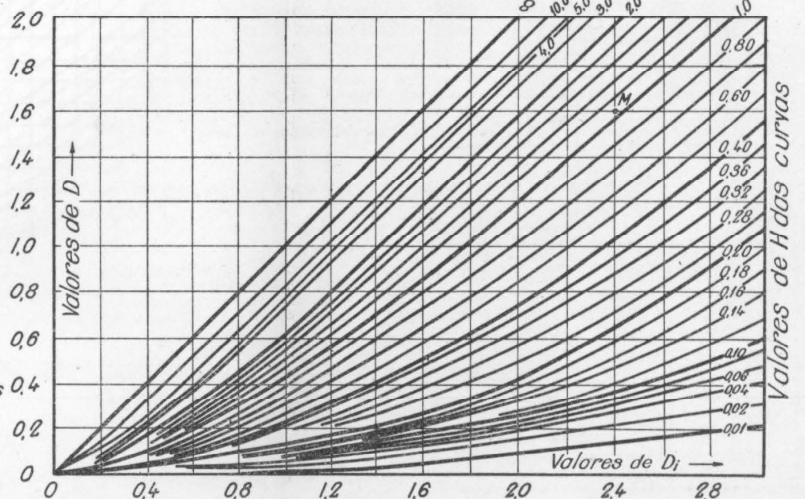
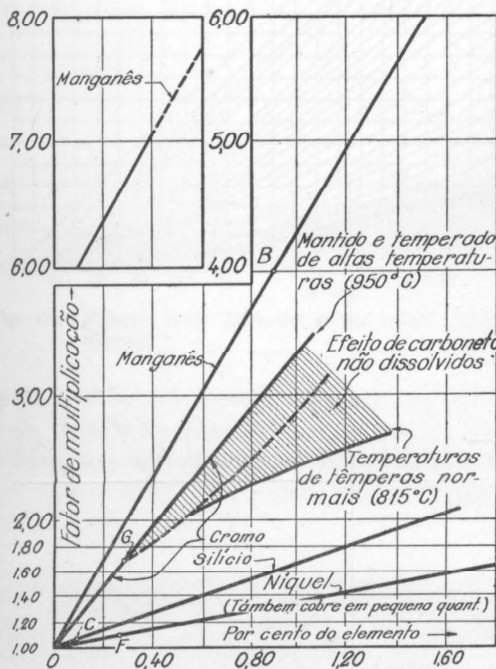
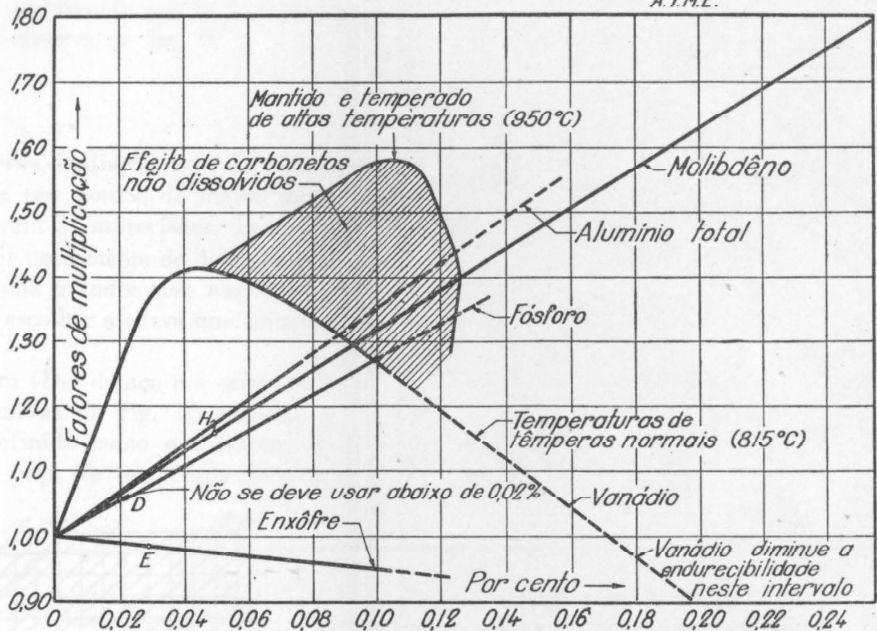
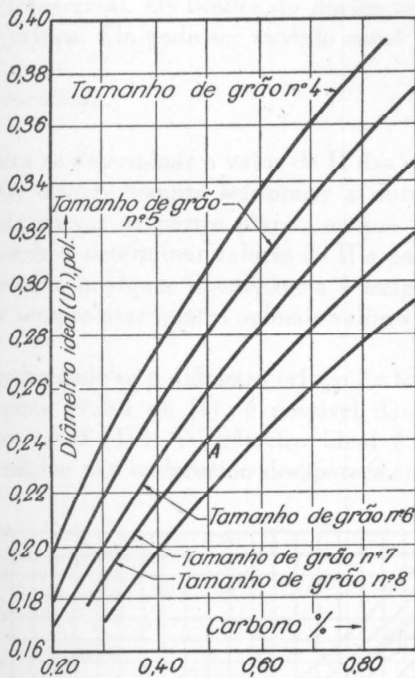


Fig. 9 — Endurecibilidade e ábacos de têmpera. Por essas curvas a severidade de têmpera (equivalente em transmissão de calor, H) pode ser estimada. Gentileza da Carnegie-Illinois Steel Corp.

# ENDURECIBILIDADE CALCULADA A PARTIR DA COMPOSIÇÃO

POR MARCUS A. GROSSMANN

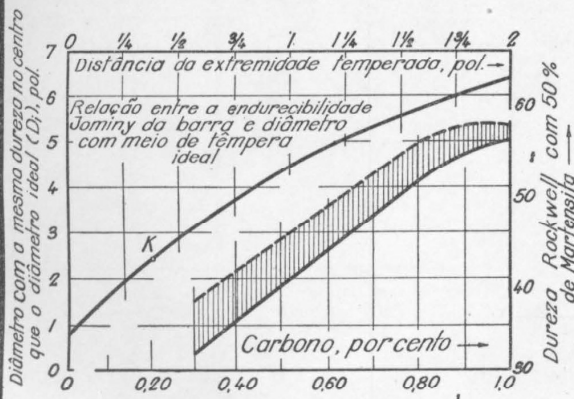
Da Publicação Técnica nº 1437  
A.I.M.E.



Exemplo: Cálculo da endurecibilidade de um aço comercial de composição dada

Endurecibilidade ideal do aço dado -  $D_i = 0,24 \times 4 \times 1,1 \times 1,05 \times 0,98 \times 1,1 \times 1,7 \times 1,16 \times 1,02 = 2,40$ . (Esses dados (D\_i) compararam, precisamente, um aço com outro.)  
O equivalente Jominy do aço dado, no ponto K, isto é, dureza no centro de uma barra de 2,40" temperada num meio ideal é a mesma daquela achada em uma de 3/8" de um corpo de prova temperado pela base.  
A dureza verdadeira, no centro, tomada na curva mais baixa e acerca de 45 RC para o aço 0,30 carbono, baixa liga.

| Item            | Quantidade | Fator | Ponto |
|-----------------|------------|-------|-------|
| Tamanho de grão | 7          | 0,24  | A     |
| Carbono         | 0,50       | 4,00  | B     |
| Manganês        | 0,10       | 1,10  | C     |
| Silício         | 0,020      | 1,05  | D     |
| Fósforo         | 0,029      | 0,98  | E     |
| Enxôfre         | 0,28       | 1,10  | F     |
| Níquel          | 0,30       | 1,70  | G     |
| Cromo           | 0,05       | 1,16  | H     |
| Cobre           | 0,05       | 1,02  |       |



## Valores de H para diferentes meios de tempera

Exemplo: Têmpera em água fracamente agitada; H=1,05; Aço D\_i=2,40. O diâmetro crítico real D (do ponto H acima, D\_i=2,40) é 1 9/16", que é o diâmetro da barra que no meio de tempera dado endurecerá no centro, para uma estrutura 50% martensítica de 45 RC.

| Circulação ou agitação | Valor de H para |         |          |
|------------------------|-----------------|---------|----------|
|                        | Óleo            | Água    | Salmoura |
| Nula                   | 0,25-0,30       | 0,9-1,0 | 2        |
| Fraca                  | 0,30-0,35       | 1,0-1,1 | 2-2,2    |
| Moderada               | 0,35-0,40       | 1,2-1,3 | ...      |
| Bôa                    | 0,4-0,5         | 1,4-1,5 | ...      |
| Forte                  | 0,5-0,8         | 1,6-2,0 | ...      |
| Violenta               | 0,8-1,1         | 4       | 5        |



A severidade de têmpera em óleo, por êsse método, é  $H = 0,41$ .

Em lugar de medir o diâmetro não endurecido ( $D_u$ ) na seção transversal atacada é também possível a obtenção de  $D_u$  das curvas de dureza transversal. Os limites do núcleo não endurecido são os pontos de dureza crítica. Êle pode ser medido como se observa na fig. 10.

### Curva escolhida.

Para se determinar o valor de  $H$  das curvas de distribuição de dureza (fig. 9), deve-se sempre selecionar a dureza nos pontos de maior inclinação da curva; as partes planas sempre levam a imprecisões. Também, nunca se deve determinar valores de  $H$  a partir unicamente de dois valores, uma vez que qualquer discrepância é exagerada grandemente nas curvas. Deve-se sempre usar quatro ou mais valores e escolher a curva que coincide melhor.

Conhecendo-se o diâmetro crítico da barra ( $D_c$ ) de aço e a severidade de têmpera (valor de  $H$ ), é possível das curvas da fig. 10 calcular o diâmetro ideal ( $D_i$ ). O diâmetro ideal é definido como o diâmetro no qual o núcleo não endurecido desaparece si a peça fôr temperada no meio

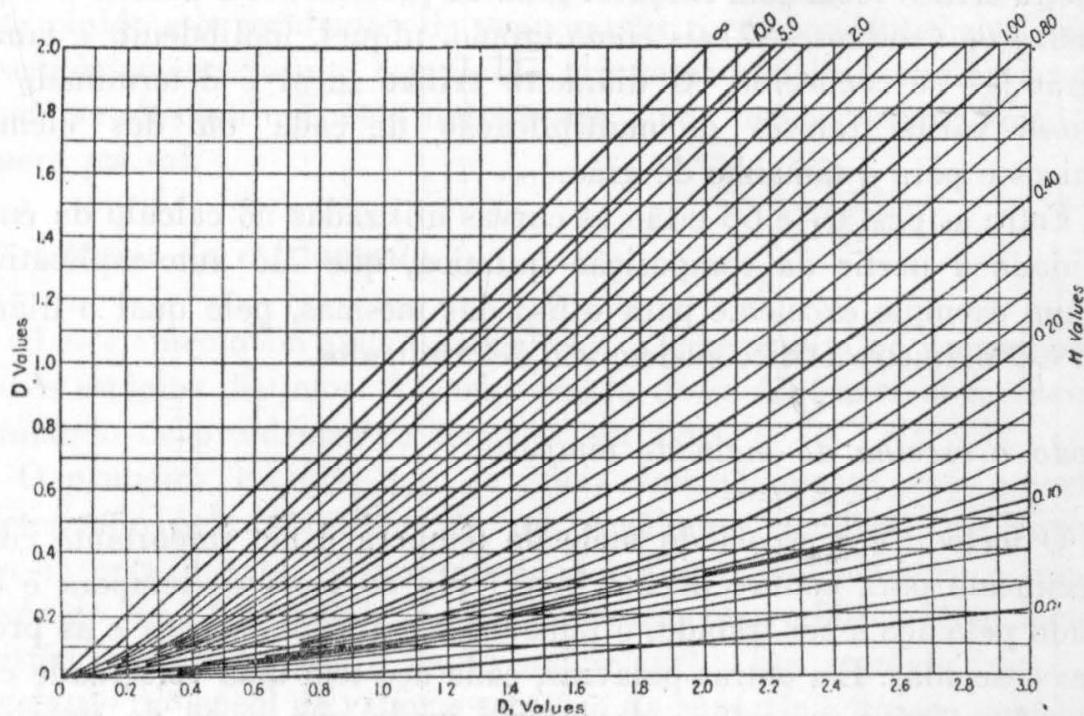


Fig. 10 — Relação entre diâmetro crítico ideal, diâmetro crítico e severidade de têmpera.

de têmpera mais severo possível, denominado *meio de têmpera ideal*, com o valor de  $H$  infinito. Êsse valor do diâmetro ideal é usado como referência básica para definição da endurecibilidade. Na fig. 10, as ordenadas



a esquerda são graduadas em função dos valores de  $D_c$ , e essas se referem ao tamanho crítico verdadeiro obtido no ensaio. As abcissas correspondem aos valores de  $D_i$ , indicando o tamanho crítico que teria sido obtido si o meio de têmpera fôsse ideal, valor de  $H$  igual a infinito.

No caso de S. A. E. 3140, no qual o diâmetro crítico para barra temperada em água ( $D_c$ ) é igual a 1,83", segue-se a linha horizontal até que ela intercepte a linha inclinada que na sua extremidade superior direita marca 1,4. Dessa intercessão desce-se para ler o valor de  $D_i$  e verifica-se que é 2,54". A barra temperada em óleo de S. A. E. 3140 — que tem um diâmetro crítico  $D_c$  igual a 1,25 e uma severidade de têmpera com  $H = 0,41$  tem, pelo mesmo processo, um diâmetro ideal  $D_i$  igual a 2,66. Essa verificação é considerada razoável. M. A. Grossmann determinou os valores de  $H$  para os diferentes meios de têmpera com vários graus de agitação. Eles estão catalogados na pequena tabela da fig. 11.

Conhecendo-se dois dos seguintes fatores que se referem à endurecibilidade, diâmetro crítico, diâmetro ideal, severidade de têmpera, é possível se determinar o terceiro utilizando-se as várias curvas desenvolvidas por Grossmann. Num trabalho para a A. I. M. E. (1) mostrou êle que é possível calcular-se a endurecibilidade relativa do aço em termos de diâmetro crítico ideal com razoável grau de precisão, si a análise completa, inclusive os resíduos, — tais como cromo, níquel, molibdenio e tamanho do grão — é conhecida. O diâmetro crítico ideal é determinado utilizando-se vários fatores de multiplicação de cada um dos elementos químicos e para o tamanho de grão.

Entre as pgs. 67 e 68 estão as curvas utilizadas no cálculo da endurecibilidade a partir da composição química, que são auto-explicativas e dão um exemplo excelente para o uso das mesmas, pelo qual o diâmetro ideal e o diâmetro crítico podem ser determinados.

### *Método e escolha do meio de têmpera.*

O método e a escolha do meio de têmpera é tão importante como o aquecimento para endurecimento. A seleção do meio de têmpera é determinado pelo aço a ser tratado, o tamanho e a forma da peça e as propriedades desejadas. Em outras palavras, cada aço tem uma velocidade crítica que endurecerá a superfície do mesmo modo que parte do interior até uma determinada espessura, quando uma peça de um certo tamanho é temperada. Uma espessura maior ou menor de endurecimento dependerá do meio de têmpera. Uma peça pequena pode endurecer completamente

(1) — Hardenability Calculated from Chemical Composition.

em sua secção, enquanto que uma peça maior pode não endurecer completamente. Qualquer dos resultados podem ser indesejável, uma vez que a peça maior seja muito frágil e a menor inadequada devido ao aumento insuficiente de dureza. Sob essas condições é necessário se escolher um meio de têmpera que possibilite uma velocidade de esfriamento menor para a peça menor, enquanto a peça maior exigirá meios mais rápidos de esfriamento a menos que um aço adequado seja escolhido.

Há dois líquidos universalmente usados: água e óleo. A água possibilita na prática uma aproximação bastante bôa do máximo teórico em velocidade de esfriamento. É suficientemente rápido para endurecer, sob condições ideais, a superfície de peças bastante pesadas de aços carbono é, entretanto, um meio caprichoso, exigindo numerosas precauções afim de se assegurar, endurecimento uniforme. A têmpera em água é aplicada mais pròpriamente a aços carbono e de baixa liga, designados comumente como aços de baixa endurecibilidade, nos quais produz-se uma faixa fina endurecida em virtude do esfriamento superficial extremamente rápido obtido. Essa camada superficial endurecida causa tensões. Aços carbono em secções complicadas ou assimétricas não podem ser temperados em água sem distorção excessiva ou perigo de fratura. A têmpera em óleo reduz, mas não elimina completamente, a distorsão, porque o esfriamento ainda é relativamente rápido e os gradientes de temperatura correspondentemente grandes. Conseqüentemente formas complexas, tais como matrizes para forja, devem ser temperadas em um meio de têmpera ainda menos severo como ar ou têmpera em sal.

### *Três estágios de esfriamento.*

O esfriamento em água de uma peça à temperatura do vermelho faz-se em três estágios distintos. A compreensão dêsse fenômeno é essencial em se tratando de problemas de têmpera em água.

O primeiro estágio, que se inicia imediatamente após imersão, é caracterizado pela formação de um envólucro completo de vapor em torno da peça quente. A transmissão de calor é por radiação e condução através do lençol de vapor. É, conseqüentemente, relativamente lento e a persistência dêsse estado é muito indesejável. Em segundo lugar, dá-se um colapso do lençol de vapor e secagem da superfície do aço pelo líquido de têmpera, acompanhado de uma ativa fervura. Aí o esfriamento é muito rápido, o calor é levado por grandes massas de vapor e depositado a distância pela recondensação dêsse mesmo vapor. Posteriormente a temperatura superficial da peça imersa cai abaixo da temperatura de ebulição do meio aquoso, o segundo estágio de esfriamento cessa e o esfriamento



prossegue por condução e convecção no líquido. Esse é o estágio final, no qual o esfriamento é relativamente lento e tende para um equilíbrio de temperatura.

A persistência do estágio inicial ou de massas localizadas de vapor causará esfriamento lento das áreas afetadas e permitirá a formação de perlita e pontos moles. Essa é uma dificuldade comum encontrada em têmpera em água.

*Têmpera em água:* Duas medidas para correção do efeito do vapor se apresentam imediatamente; uso de banho frio para encurtar o tempo de formação de vapor e agitação, tal como uso de um chuveiro submerso, que anule as obstruções. Entretanto, o expediente mais utilizado é a adição de um soluto inorgânico ao banho de têmpera. Os dois agentes mais comuns e efetivos são sal e soda cáustica. Uma adição de 9% do primeiro tem sido considerada ótima para essa finalidade e 3% de soda cáustica tem efeito equivalente.

Essas adições, por abandonarem a solução durante a vaporização e pela decrepitação explosiva subsequente de cristais diminutos na superfície quente, destroem a estabilidade do lençol de vapor e conseqüentemente promovem esfriamento rápido logo de início. Entretanto, o aumento da quantidade desses agentes diminui progressivamente a velocidade de esfriamento no segundo período e conseqüentemente devem ser usados numa concentração certa para máximo de eficiência. Pode-se verificar que o banho de sal não é um meio de têmpera infinitamente mais severo que água comum, como freqüentemente se pensa, mas a adição de sal permite meramente utilização completa do poder esfriador latente da água, removendo a interferência da fase de vapor.

Outro problema importante relativamente ao uso de têmpera em água é a geração de tensões elevadas na peça esfriada. Essas tensões podem levar a rachas ou empenamentos dependendo do tamanho e forma da peça. Mudanças na espessura da secção em uma peça que vai ser temperada em água devem ser levadas a um mínimo e, quando inevitáveis, devem ser tanto quanto possível graduais. Reentrâncias em ângulos agudos produzem concentrações de tensões e freqüentemente fraturas por falhas.

#### *Dimensões críticas em relação a rachas.*

Mesmo secções uniformes, tais como cilindros perfeitos, são às vezes passíveis de fratura, particularmente em certas dimensões críticas. Isso é devido à intensidade das tensões residuais que permanecem no aço como resultado de sua transformação martensítica em presença de um gradiente térmico agindo durante a parte final da têmpera em água. No caso de



secções grandes, onde o endurecimento penetra unicamente até uma espessura determinada e permanece um núcleo mole, a existência de tensões superficiais geralmente não é muito prejudicial, mas de fato benéfica, pois as tensões residuais são compressivas e tendem a contrapor-se às tensões de trabalho. Entretanto, uma secção da peça temperada em água que endurece completamente tem a superfície sob tensões residuais cujo valor pode ser excessivamente alto e frequentemente levar a peça a fratura, quando ainda está sendo temperada ou algum tempo depois. A tendência dos aços temperados em água a rachar em determinadas dimensões é geralmente impossível de ser evitada quando as condições críticas existem, e recorre-se a óleo, sal ou aços endurecidos ao ar, como recursos mais econômicos.

São utilizados certos dispositivos afim de se evitar essas rachas sob forma de tentativas para diminuir a severidade de têmpera em água por meio de adições solúveis, ou retirada do banho da parte temperada quando ainda quente, seguido de revenido imediato, etc... Tais práticas raramente são satisfatórias com continuidade razoável e tem sido demonstrado freqüentemente que substituição por aços endurecíveis ao óleo ou mesmo ao ar é, quase sempre, mais barato que utilizar-se de um aço carbono de menos custo com a probabilidade de perda por rachas de uma certa porcentagem das peças.

O uso de uma fonte de ar comprimido como meio de agitação nesses tanques de têmpera não deve ser recomendado, uma vez que o contáto do ar com a peça quente pode ser tão prejudicial como a existência de vapor. No caso de banho com soda pode resultar perda de eficiência do banho com o uso de ar sob pressão, devido à formação acelerada de carbonato de sódio a custa de hidróxido.

A agitação por meio de hélices propulsoras ou injeção por meio de propulsores do líquido de têmpera são os métodos preferíveis. A agitação deve ser planejada e aplicada de modo a obter ação simétrica em todos os lados da peça imersa: isso é importante principalmente para que diminua a distorção de partes relativamente delgadas. Nesse ponto têmpera em sal tem a vantagem de uma ação mais uniforme da que pode ser assegurada por agitação mecânica ou manual em um banho de água fresca.

*Têmpera em óleo:* Aços carbono comuns são temperados em óleo para completo endurecimento só em secções muito finas; por exemplo, no caso de lâminas de faca. Em secções maiores só se pode esperar endurecimento parcial. Têmpera em óleo de aços carbono comuns é usada algumas vezes no alívio de tensões de partes trabalhadas a frio severamente, tais como cabeças de rebite. Mais comumente, entretanto, aplica-se têmpera em óleo a aços-liga de relativamente baixa ou alta liga para se obter completo

endurecimento com um mínimo de distorção. Tais aços podem ser aços de alto carbono para aplicação em ferramentas ou aços cementados para peças de máquina ou para fins de construção.

O lento estágio inicial de vapor é geralmente de maior duração que a têmpera em água, mas uma vez que as propriedades isolantes do lençol de vapor de óleo são aparentemente menores que aquelas do lençol de água vaporizada, na realidade o esfriamento é mais rápido no primeiro estágio com o uso de óleo. Por essa razão, e devido a baixa velocidade crítica dos aços temperáveis ao óleo, não são encontrados os pontos moles devidos à interferência de camadas de vapor. Devido ao alto ponto de ebulição dos óleos o uso de banho de têmpera aquecido não afeta materialmente a persistência de estágio de vapor.

No segundo estágio de têmpera a velocidade de vaporização relativamente lenta dos óleos possibilita uma severidade de têmpera muito menor do que a da água no estágio correspondente. O aquecimento do banho, entretanto, diminui a viscosidade e dá mobilidade ao óleo, permitindo aumento da convecção e transferência mais rápida de calor, e, conseqüentemente, assegura-se melhores velocidades de têmpera com temperaturas do banho entre 30° a 60°C.

O estágio final de esfriamento em um banho de óleo inicia-se a uma temperatura bem mais alta que no caso da água, e o poder esfriador é aí cerca de metade do correspondente em água. Como conseqüência desses dois fatos atinge-se a temperatura de transformação em martensita mais lentamente. Conseqüentemente as tensões residuais que favorecem rachas ou empenamentos são em menor grau na têmpera em óleo. Fraturas ocasionais de certas peças de aço ferramenta que endurecem completamente podem também ocorrer em têmpera em óleo. Aí a retirada da peça ainda quente e o término do esfriamento ao ar é mais exequível que no caso da água, devido a baixas velocidades de esfriamento. Entretanto esse expediente não é geralmente aplicável onde existem grandes diferenças de espessura na peça.

O desenvolvimento metalúrgico do tratamento térmico nos últimos 10 ou 15 anos tem sido bem maior do que anteriormente. Com esses novos desenvolvimentos é possível se reproduzir resultados uniformes com propriedades máximas, si se tem material também uniforme. O metalurgista hoje acredita que em muitos casos composição química controlada não é resposta para resultados uniformes. Por exemplo:

1 — É possível se ter várias corridas de aço fornecidas dentro da mesma especificação, cada uma com material de endurecibilidade diferente.

2 — Aços-liga, independentemente da composição, tem propriedades mecânicas à tração surpreendentemente análogas.

3 — Alguma das atuais especificações químicas tem uma zona de variação de endurecibilidade muito larga para ser prática.

4 — É necessário um mínimo de endurecibilidade para obter-se resultados desejados e freqüentemente, si a endurecibilidade é excessiva, haverá dificuldades e embaraços no tratamento.

Os consumidores de aço e os fabricantes atualmente levam em consideração êsses fatos e criaram comitês (1) cuja finalidade é padronizar especificações que preencham os seus mutuos interêsses já se tendo chegado a uma conclusão relativa a nova determinação de zonas de endurecibilidade (2).

---

(1) — Os comitês representam o Iron and Steel Committee of the War Engineering Board, o General Standard Committee of the Society of Automotive Engineers e o Technical Committee of Alloy Steel of the American Iron and Steel Institute.

(2) — Contribution to the Metallurgy of Steel — N.º 11, sob o título Tentative Hardenability Band.