

ESTUDO DA CEMENTAÇÃO DO AÇO SAE 3312 EM SAIS FUNDIDOS (1)

Eng. Alberto A. Arantes (2)

Eng. Vicente Chiaverini (3)

RESUMO

Os autores apresentam o resultado de experiências de cementação em banho de sal, do aço níquel-cromo SAE 3312.

O objetivo do trabalho foi determinar as características do banho e verificar o comportamento do aço SAE 3312, que é o mais largamente empregado em nosso meio para fabricação de peças cementadas. Com êsse fim foram realizadas várias experiências, variando-se o tempo, a temperatura e as condições do tratamento térmico posterior, de modo a se ter uma noção bastante clara da influência desses fatores. O contrôlo dos resultados foi feito pelo método de micro-dureza.

1. INTRODUÇÃO

O endurecimento superficial dos aços pode ser obtido, ou por processos de têmpera superficial, ou por processos de difusão, de substâncias adequadas, sem levar em conta os processos nos quais se reveste superficialmente o metal com um material estranho, como é o caso dos revestimentos por metalização ou dos revestimentos eletrolíticos com cromo duro etc.

Nos processos de difusão os agentes endurecedores podem ser o carbono, o nitrogênio ou os dois simultaneamente. Êste trabalho visou especificamente o estudo de um caso particular do endurecimento por difusão, que é a cementação por via líquida. A cementação é o enriquecimento superficial em carbono. Êsse enriquecimento pode ser realizado por três processos diferentes: a cementação sólida ou em caixa, a cementação gasosa e a cementação líquida. No primeiro caso o mate-

-
- (1) Trabalho apresentado ao 7.º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais, C.T. n.º 174, Comissão B-3, Pôrto Alegre, 4 de julho de 1951.
 - (2) Membro ABM; Engenheiro de Minas e Metalurgia da Divisão de Metalurgia do Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo, S.P.
 - (3) Membro ABM; Eng. Chefe da Sub-Secção de Tratamentos Técnicos e Metalurgia de Pó do IPT; Assistente de Materiais de Construção da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, S.P.

rial a ser cementado é aquecido em um recipiente fechado, em contacto com uma substância carbonácea, de natureza sólida. No segundo caso o material é exposto à ação de um gás rico em carbono, no interior de uma câmara de aquecimento. Finalmente, na cementação líquida o material é mergulhado num banho de sais fundidos, contendo substâncias químicas de natureza carbonatante.

Nos casos de cementação sólida e gasosa verifica-se uma absorção superficial de carbono somente. Já na cementação líquida sempre ocorre pequena absorção de nitrogênio, dependendo da temperatura de operação e da concentração de cianetos no sal. O teor de nitrogênio presente na camada cementada é normalmente baixo, de modo que há nítida distinção entre a cementação líquida e o tratamento conhecido pelo nome de cianetação, onde os teores de nitrogênio são bem mais elevados. Esse fato pode ser verificado na tabela 1 (1).

TABELA 1

Profundidade em mm	Cianetação a 850°		Cementação líquida a 925°	
	SAE 1020	30% NaCN	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	—

A escolha do método depende de muitos fatores (2): tipo de peça, composição do aço, profundidade desejada, distorção permisivél, custo de operação etc., não havendo uma regra definida para se determinar o processo mais adequado.

A cementação líquida oferece uma série de vantagens sobre os outros dois processos, as quais acrescidas aos progressos dos últimos anos em relação ao equipamento e aos agentes carbonatantes, são em grande parte responsáveis pelo seu crescente emprêgo.

Como vantagens deste processo pode-se apontar (3) (4):

- a — decarbonetação superficial do aço reduzida ao mínimo, durante a transferência das peças do interior do banho para o meio de esfriamento, devido à película de sal que adere ao material;
- b — menor possibilidade de distorção durante o aquecimento, em relação aos outros processos;
- c — maior contróle da profundidade de cementação;
- d — aquecimento mais rápido, acelerando portanto o processo;
- e — flexibilidade de operação e maior adaptabilidade à produção seriada;

f — maior facilidade de cementação localizada, em relação aos outros processos.

Tais vantagens tornam o processo de cementação por via líquida especialmente indicado para certos tipos de peças, sobretudo as de pequenas dimensões e de paredes finas, onde se tenha em vista a produção de uma camada cementada de pequena espessura.

2. QUÍMICA DO PROCESSO E BANHOS UTILIZADOS

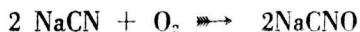
A distinção fundamental entre a cementação líquida e a cianetação reside no tipo e nas características da camada endurecida, como se pode verificar na tabela 1. Na cementação líquida produz-se uma camada rica em carbono e pobre em nitrogênio, ao passo que na cianetação verifica-se um enriquecimento acentuado em nitrogênio com prejuízo do de carbono. Do mesmo modo a velocidade de penetração de carbono na cementação líquida é maior do que na cianetação e as camadas obtidas nesses banhos podem atingir facilmente espessuras de 2,5 mm (0,10 pol.) ao passo que na cianetação raramente se passa de 0,25 mm (0,010 pol.) de profundidade (2).

Os sais para cementação líquida devem, pois, ser mais ativos do que os empregados para a cianetação e essa maior atividade é obtida juntando-se aos cianetos certos sais de elementos alcalinos-terrosos, como bário e cálcio.

O elemento carbonetante desses sais é, pois, um cianeto, em geral de sódio, ativado por um cloreto alcalino-terroso.

Na cianetação admite-se a ocorrência das seguintes reações (1) (4) (5):

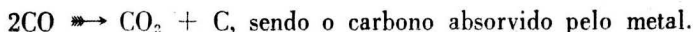
a — passagem do cianeto de sódio a cianato de sódio, em presença do oxigênio do ar



b — decomposição do cianato de sódio

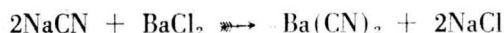


O nitrogênio que se forma combina-se diretamente com o ferro, ao passo que o CO em contacto com o ferro, provavelmente passa a CO₂ e carbono ativo, de acordo com a reação:



O nitrogênio interfere na absorção do carbono, daí a menor absorção deste na cianetação e as menores profundidades que atingem as camadas cianetadas.

A adição de sais de elementos alcalino-terrosos impede a formação do cianato de sódio tendo-se, como consequência, menor desprendimento de nitrogênio e maior de carbono (2). O principal sal alcalino terroso que se adiciona é o cloreto de bário, o qual, reagindo com o cianeto de sódio vai produzir o cianeto de bário de acordo com a seguinte reação:



originando-se em consequência a principal reação da cementação líquida.

$\text{Ba}(\text{CN})_2 \rightleftharpoons \text{BaCN}_2 + \text{C}$, isto é, formação da cianamida de bário com desprendimento de carbono ativo.

Esta reação é favorecida por uma elevação de temperatura, de modo que, quanto mais alta fôr esta, tanto maior será a quantidade de carbono ativo originada e tanto menor a quantidade de nitrogênio. De qualquer modo, a presença de nitrogênio nas camadas superficiais do aço pode ser benéfica, pois melhora as propriedades de resistência ao desgaste da camada cementada (4).

Os banhos de sal para cementação são operados mais economicamente entre as temperaturas de 840° e 950°. Abaixo de 840°, as camadas cementadas obtidas são de pequena espessura e apresentam alto teor de nitrogênio, como as obtidas por cianetação.

Acima de 950° as vantagens que poderiam advir de uma maior rapidez na cementação não compensam o maior desgaste do equipamento; além disso, a operação em temperaturas mais elevadas pode provocar no aço alterações estruturais indesejáveis exigindo tratamentos térmicos posteriores mais complexos.

Existem dois tipos de sais para cementação líquida:

- 1 — sais para camadas de pequena espessura
- 2 — sais para camadas de grande espessura

TABELA 2

Composição dos sais para cementação líquida		
	Sal para produção de camadas de pequena profundidade	Sal para produção de camadas de grande profundidade
Cianeto de sódio	17 a 23 %	7,5 a 12 %
Cloreto de bário	15 a 40 %	45 a 50 %
Outro alcalino-terroso	0 a 3,5 %	2 a 10 %
Cloreto de potássio	—	5 a 20 %
Cloreto de sódio	20 a 30 %	0 a 15 %

A composição desses sais é dada na Tabela 2 (2) (4).

Os sais para pequena profundidade de cementação são usados entre 840 a 900° e produzem economicamente camadas cementadas com espessura até 0,75 mm (0,030") ao passo que os sais para grandes profundidades de cementação diferem dos primeiros pelo menor teor de cianeto e um maior teor de ativador, sendo normalmente utilizados entre 870 e 950° e produzindo camadas cementadas com até 2,5 mm (0,10") de espessura. Nestes sais, o teor de nitrogênio absorvido pelo aço diminui à medida que se aumenta a temperatura de cementação.

3. EXPERIÊNCIAS REALIZADAS

Utilizou-se nas experiências um aço do tipo SAE 3312 com a seguinte composição:

C = 0,12% Si = 0,30% Mn = 0,48% P e S = 0,018%
Ni = 3,4% Cr = 1,5% Tamanho do grão: 7-8

A escolha desse material foi orientada por diversos fatores entre os quais, por se tratar de um aço muito utilizado no mercado local para fabricação de peças cementadas, como engrenagens, pinos, peças de máquinas e mesmo anéis de rolamentos de esferas, que normalmente são feitos com aço 52100. O emprego do aço SAE 3312 nessas peças tem sido sobretudo quando não se trata de produção em série, onde portanto, o fator preço não é preponderante.

É um material dos mais indicados para a fabricação de peças sujeitas a grandes esforços porque possui excelentes características mecânicas como se pode constatar pela Tabela 3.

TABELA 3

Características mecânicas do núcleo de alguns aços cementados					
Tipo	Temperado de	Limite de resist. kg/mm ²	Limite de escoam. kg/mm ²	Along. em 50,8mm (2") %	Estrição %
SAE 3312	780	147	127	13	55
SAE 3115	800	116	88	15	40
SAE 4615	830 ag.	105	77	13	50
SAE 2315	800	95	67	22	52
SAE 1020	870	56	40	20	55

Além disso, tratando-se de um aço com teores elevados de elementos de liga êle apresenta certa dificuldade ao processo de cementação, particularmente no que se refere à profundidade de penetração, bem como nos processos de tratamentos térmicos ulteriores. Essa primeira particularidade foi de todo o interêsse para o estudo da eficácia do banho de cementação, porque a escôlha recaiu num aço de composição química das mais desfavoráveis ao processo. O gráfico da fig. 1 confirma essa asserção.

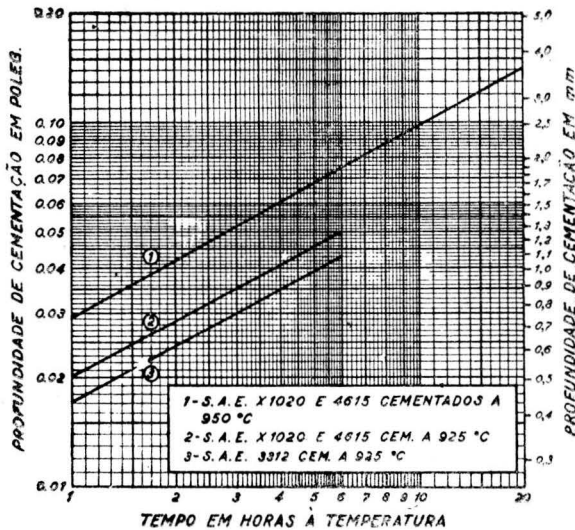


FIG. 1

No que se refere às possíveis anomalias que ocorrem nos tratamentos térmicos, convém lembrar que os aços desse tipo estão sujeitos a apresentarem baixa dureza superficial depois de temperados, devido à transformação incompleta da austenita em martensita, fenômeno êsse conhecido pela designação de austenita retida.

Outra particularidade importante decorre do fato de tratar-se de um aço de elevadas características de temperabilidade, de maneira que, mesmo para tratamentos de cementação mais demorados, onde foram obtidas camadas mais profundas, os resultados foram mais influenciados pela composição química local do que pela velocidade de esfriamento. A escôlha de corpos de prova cilíndricos de 1/2" veio ainda assegurar êsse fato, porque em todos os casos as têmperas se processaram com velocidade de esfriamento muito superiores à velocidade crítica.

TABELA 4

Composição química						
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
3312	0,10 — 0,15	0,45 — 0,60	0,20 — 0,35	3,25 — 3,75	1,40 — 1,75	—
3115	0,13 — 0,18	0,40 — 0,60	0,20 — 0,35	1,10 — 1,40	0,55 — 0,75	—
4615	0,13 — 0,18	0,45 — 0,65	0,20 — 0,35	1,60 — 2,00	—	0,20 — 0,30
2315	0,13 — 0,18	0,40 — 0,60	0,20 — 0,35	3,25 — 3,75	—	—
1020	0,18 — 0,23	0,30 — 0,60	—	—	—	—

Utilizou-se para a cementação forno do tipo Ajax Hultgren de 25 KW de potência, com banho de sal de composição correspondente à dos banhos de grande profundidade de penetração.

4. INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE CEMENTAÇÃO

A primeira fase do estudo consistiu na observação do efeito do fator temperatura na profundidade e nas características da camada cementada. Adotou-se para a operação o tempo de permanência de uma hora nas temperaturas escolhidas, sendo as amostras n.ºs 21, 22, 25 e 26 cementadas a 800, 850, 900 e 950°C respectivamente e temperadas em óleo, diretamente do banho de sal. Os corpos de prova n.ºs 2, 4, 6 e 8, depois de tratamento idêntico, foram retemperados de 750°C. Para diminuir a possibilidade de flutuações nos resultados, em nenhum caso se fez o revenido dos corpos de prova tratados, estando, portanto, todas as determinações baseadas em corpos de prova simplesmente temperados. Não se adotou também o processo de normalização seguido de têmpera a baixa temperatura, a fim de se evitar a possibilidade de descarbonetação superficial e também da precipitação de carbonetos em forma de rêde, nas regiões hipereutetóides.

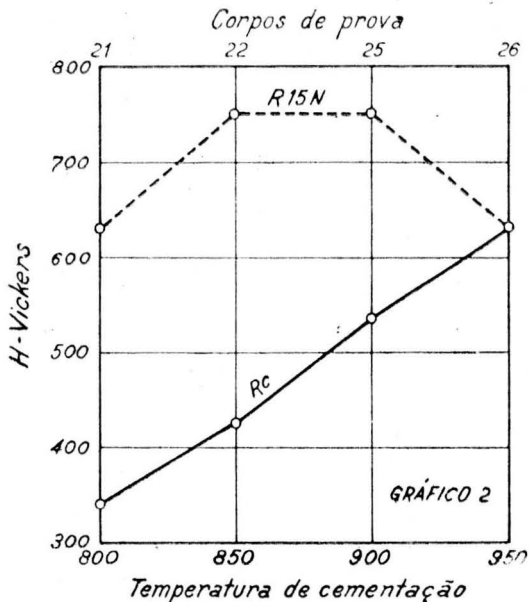


FIG. 2

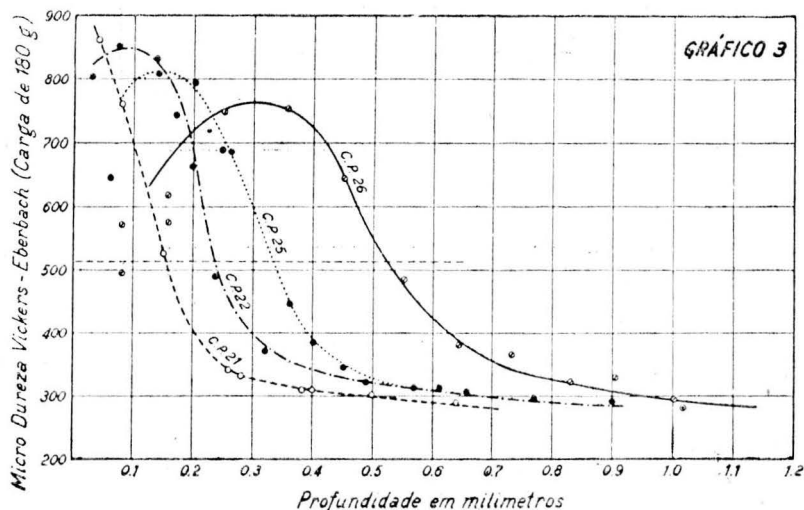


FIG. 3

Os gráficos das figuras n.ºs 2, 3, 4 e 5 sintetizam os resultados dessas experiências. Os dois primeiros, figuras n.ºs 2 e 3, referem-se aos corpos de prova que sofreram têmpera simples.

Essa têmpera deu resultados análogos aos de uma experiência feita nas mesmas condições de cementação, na qual todas as peças depois de cementadas foram transferidas para um sal neutro a 900°C e daí temperadas em óleo. Isso é perfeitamente explicável porque a temperatura mínima utilizada para cementação, 800°C, já estava acima de A_{c3} da parte não cementada que se encontra a cerca de 780°C.

No gráfico da fig. 2 observa-se a variação das durezas Rockwell C e 15N das amostras n.ºs 21, 22, 25 e 26, expressas em unidades Vickers. Enquanto a dureza Rockwell C cresce progressivamente com a temperatura de cementação, a dureza superficial Rockwell 15N atinge um máximo e depois decresce. Pelo simples exame do gráfico da fig. 3, obtido por determinações de micro-dureza, pode-se explicar essa anomalia. O aumento da temperatura de cementação concorrendo para o aumento do teor de carbono das camadas superficiais favoreceu o aparecimento de austenita retida no processo de têmpera. Vê-se, nesse gráfico, que a dureza máxima no corpo de prova n.º 26 só foi atingida na profundidade de 0,3 mm. Outra observação que convém seja feita é que a extensão da zona de transição entre a camada cementada e o núcleo pouco variou nos tratamentos feitos nas diversas temperaturas. A inclinação das curvas de dureza entre as cotas 400 e 700 Vickers representam, com razoável exatidão, essa extensão.

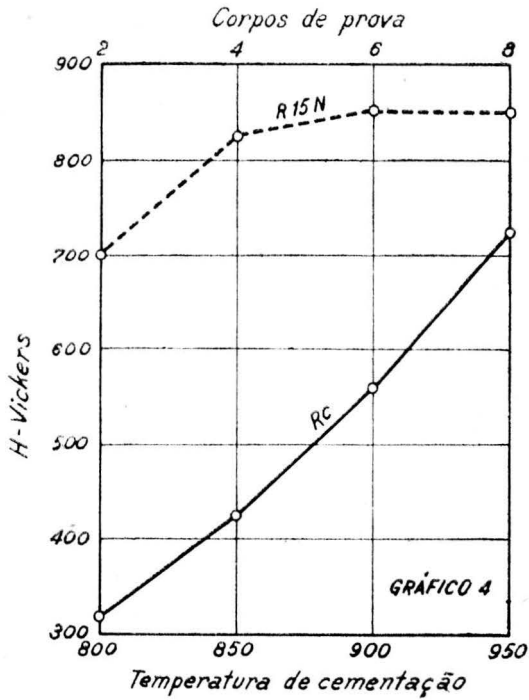


FIG. 4

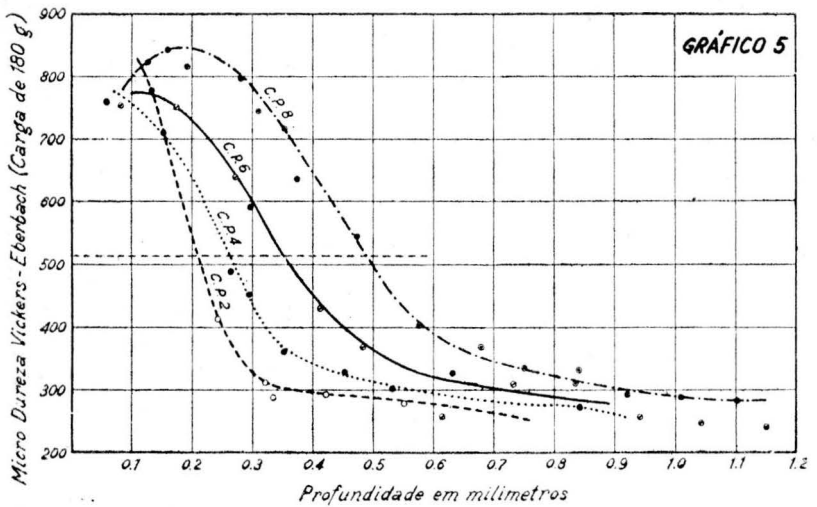


FIG. 5

A horizontal traçada na cota 513 Vickers, que corresponde à dureza 50 Rockwell C intercepta as curvas de dureza nas profundidades correspondentes ao limite da zona endurecida*. Verificou-se que esse limite coincide praticamente com a espessura da camada cementada, determinada pelos métodos macrográficos usuais.

O gráfico da fig. 4 mostra a variação das durezas Rockwell C e 15N no caso dos corpos de prova que sofreram dupla têmpera. Convém recordar que ainda se trata de corpos de prova cementados durante 1 hora nas temperaturas de 800, 850, 900 e 950°C, temperados do banho de cementação, em óleo, e retemperados de 750°C, ainda em óleo. A primeira têmpera deve ter dado resultados análogos aos da experiência anterior. A segunda, realizada de 750°C, deve ter atingido plenamente o limite superior da zona crítica das regiões com teor de carbono superior a 0,40%, que se localiza, em condições de equilíbrio, a 730°C e se aproximado razoavelmente do limite superior da zona crítica do material do núcleo que, como já foi visto, está em torno de 780°C, de modo que, na região cementada, o carbono que entrou em solução na austenita, ficou não só na dependência da concentração local de carbono como também do tempo de permanência a 750°C. Assim, na segunda têmpera os materiais cementados em temperaturas mais baixas (corpos de prova n.ºs 2, 4 e 6), isto é, com menor teor de carbono nas camadas superficiais, apresentaram dureza alta ao passo que para o último (corpo de prova n.º 8), ocorreu o aparecimento de pequena quantidade de austenita retida, quantidade essa que não chegou a baixar o valor da dureza superficial Rockwell 15N (gráfico da fig. 4), mas que foi perfeitamente detectada pelo ensaio de micro-dureza (gráfico da fig. 5). Neste caso uma escolha mais criteriosa do tempo de permanência a 750°C teria dado melhores resultados. Uma explicação mais detalhada deste fato será dada oportunamente.

5. INFLUÊNCIA DO TEMPO

Os gráficos das figs. n.ºs 6, 7, 8 e 9 reproduzem os resultados das experiências realizadas para o estudo da influência do fator tempo nas características da camada cementada. Adotou-se a temperatura de 900°C que é a mais indicada para esse tratamento e os tempos de cementação de 1/2, 1, 2 e 4 horas. Nos tratamentos térmicos seguiu-se o mesmo critério dos ensaios anteriores.

* Nos aços tratados termicamente convencionou-se que a dureza de 50 Rockwell C separa as regiões duras das não endurecidas.

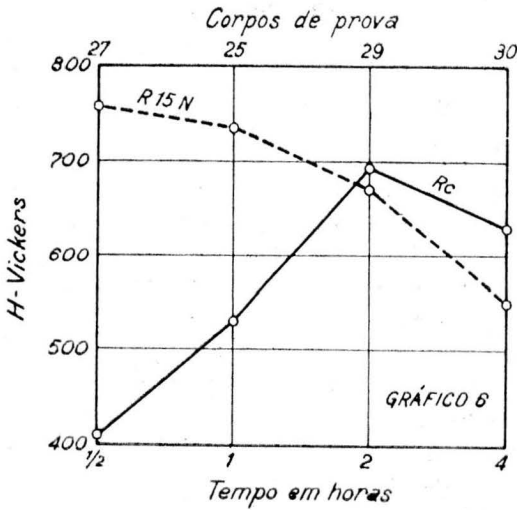


FIG. 6

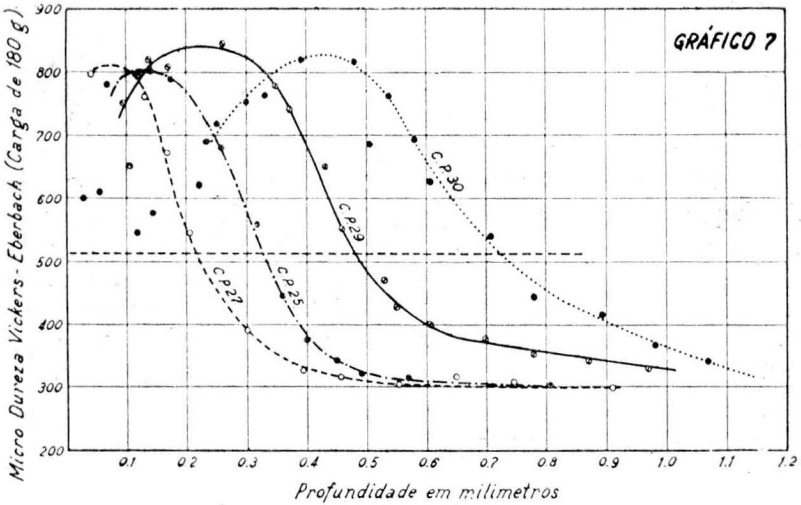


FIG. 7

Sendo os tratamentos realizados em temperatura alta, portanto em condições mais favoráveis, pode-se verificar que no caso de têmpera simples a dureza Rockwell 15N já diminuiu progressivamente com o aumento do tempo de cementação ao passo que a Rockwell C só apresentou queda no corpo de prova n.º 30 cementado durante 4 horas (gráfico da fig. n.º 6). Cabem aqui as mesmas observações feitas para os casos anteriores.

A dureza superficial R 15N diminuiu progressivamente com o aumento do teor de austenita retida ao passo que a dureza Rockwell C, cuja impressão é mais profunda, só apresentou decréscimo quando a profundidade da zona que sofreu transformação incompleta tornou-se demasiadamente grande (curva 30 do gráfico n.º 7). Os valores Rockwell 15 N e Rockwell C no gráfico da fig. 6 justifica essa afirmativa.

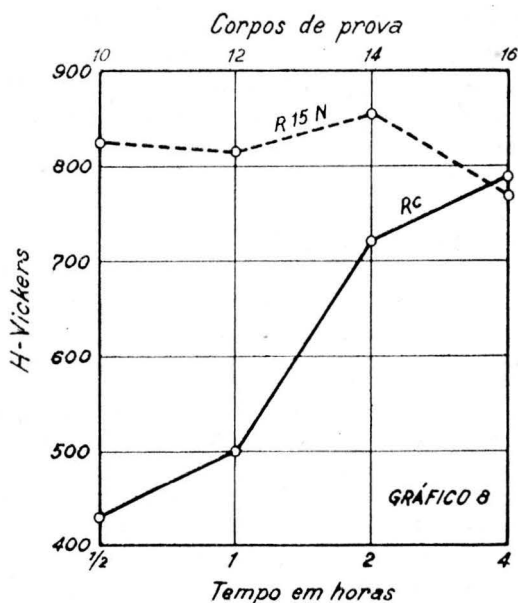


FIG. 8

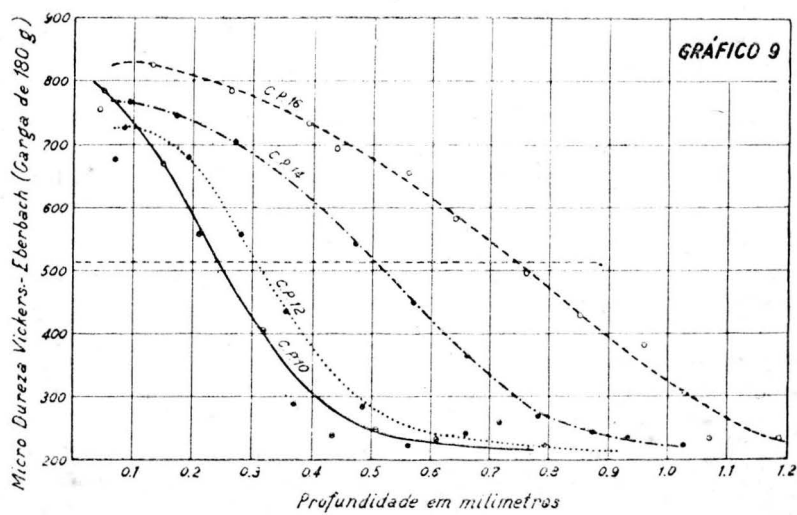


FIG. 9

Quanto à extensão da zona de transição pode-se observar que nestes ensaios ela foi bastante influenciada pelo tempo de tratamento. Os corpos de prova que foram cementados em intervalos de tempo maiores apresentam uma zona de transição mais extensa. O gráfico da fig. 9 mostra mais claramente esta particularidade.

O gráfico da fig. 8 mostra a variação da dureza superficial Rockwell 15 N e da Rockwell C com o tempo de tratamento, no caso de dupla têmpera. Pode-se ver a tendência crescente desses valores exceto para a dureza Rockwell 15N do corpo de prova n.º 16 cementado durante 4 horas. Tanto neste caso como no do corpo de prova n.º 8, uma escolha mais criteriosa do tempo de permanência a 750°C teria evitado essa anomalia.

6. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

O que acaba de ser exposto mostra claramente a série de problemas que surgem nos tratamentos de cementação e têmpera de certos aços com teores mais elevados de elementos de liga.

A escolha da profundidade de cementação, do tempo e da temperatura envolve uma série de fatores de ordem técnica que muitas vezes não podem ser contornados. Visando esse tratamento a obtenção de uma camada superficial de alta dureza e alta resistência ao desgaste, não fossem as dificuldades surgidas posteriormente nos tratamentos térmicos, seriam sempre aconselháveis os tratamentos que fornecessem uma camada cementada com profundidade razoável, com superfície hipereutetóide, um núcleo de caráter martensítico com alta tenacidade e uma zona de transição bastante extensa. Essas condições, entretanto, nem sempre podem ser obtidas com uma têmpera simples; convém, pois, que sejam estudados com mais detalhe os fenômenos que ocorrem na cementação e no tratamento térmico desses aços.

Durante o processo de cementação, há um enriquecimento superficial em carbono acompanhado de uma pequena absorção de nitrogênio. Enquanto o material estiver em contacto com o meio carbonante e a composição deste se mantiver constante, a velocidade de absorção será sempre maior que a velocidade de difusão de modo que, haverá maior concentração de carbono nas camadas superficiais, ultrapassando-se facilmente a composição do eutetóide. Nos materiais sujeitos a crescimento de grão, os esfriamentos lentos a partir da temperatura de cementação favorecem, nas regiões de composição hipereutetóide, a precipitação de carbonetos na forma de redes contínuas, nos contornos dos grãos, especialmente nos aços ditos de textura normal. No caso de aços para cementação essa textura é indesejável, por ser excessivamente frágil, dando-se preferência aos aços «abnormais» onde a precipitação de carbonetos de contorno não ocorre na forma de rede contínua. O enriquecimento superficial em carbono corresponde

a uma modificação local de composição química, de modo que as propriedades do núcleo não são mais válidas para a camada cementada. Na curva em S do aço SAE 3312, a zona de transformação da austenita em martensita está localizada entre 440°C e 260°C. Para as regiões com mais de 0,6% C ela cai para o intervalo entre 200°C e -80°C, de modo que é perfeitamente admissível a presença da austenita retida nas têmperas feitas a temperatura ambiente. As curvas em S das figs. n.ºs 11 e 12 traçadas para o aço de cementação Krupp, que é semelhante ao do presente trabalho, ilustram êsse fato.

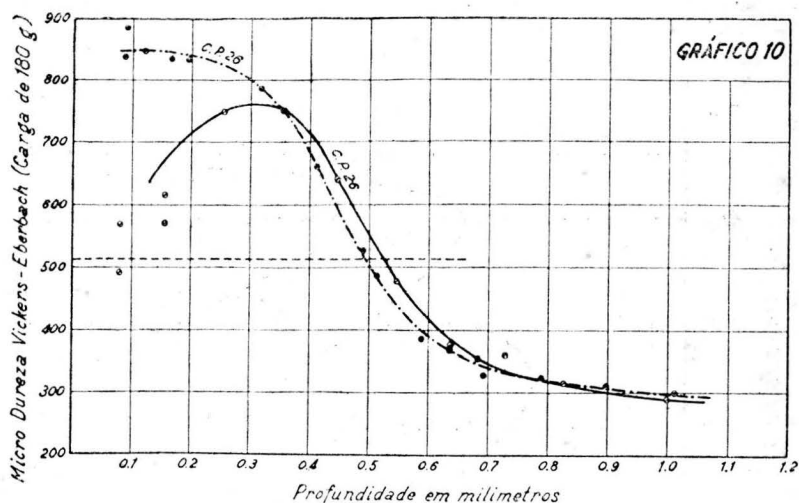


FIG. 10

O tratamento de revenido não tem efeito acentuadamente benéfico sobre as propriedades da camada cementada quando esta contém austenita retida, porque, ao mesmo tempo que possibilita a eliminação dessa austenita, transformando-a em bainita, favorece com maior velocidade, a transformação da martensita de estrutura tetragonal em martensita cúbica, que possui menor dureza. Por exemplo, o tratamento de revenido a 200°C durante 4 horas do corpo de prova n.º 30 somente elevou a dureza Rockwell 15N de 550 Vickers a 600 Vickers.

A presença de elevados teores de austenita retida na superfície das peças cementadas quase sempre é desvantajosa, porque além de diminuir a dureza dificulta as operações de retificação. Ainda há dúvidas quanto ao seu efeito no aumento da tenacidade e do limite de fadiga das peças cementadas. Experiências de laboratório têm mostrado que pequenos teores de austenita retida aumentam o limite de fadiga dos aços temperados por um efeito de amortecimento de tensões, mas a sua presença nos aços-ferramenta tem provado o contrário (5).

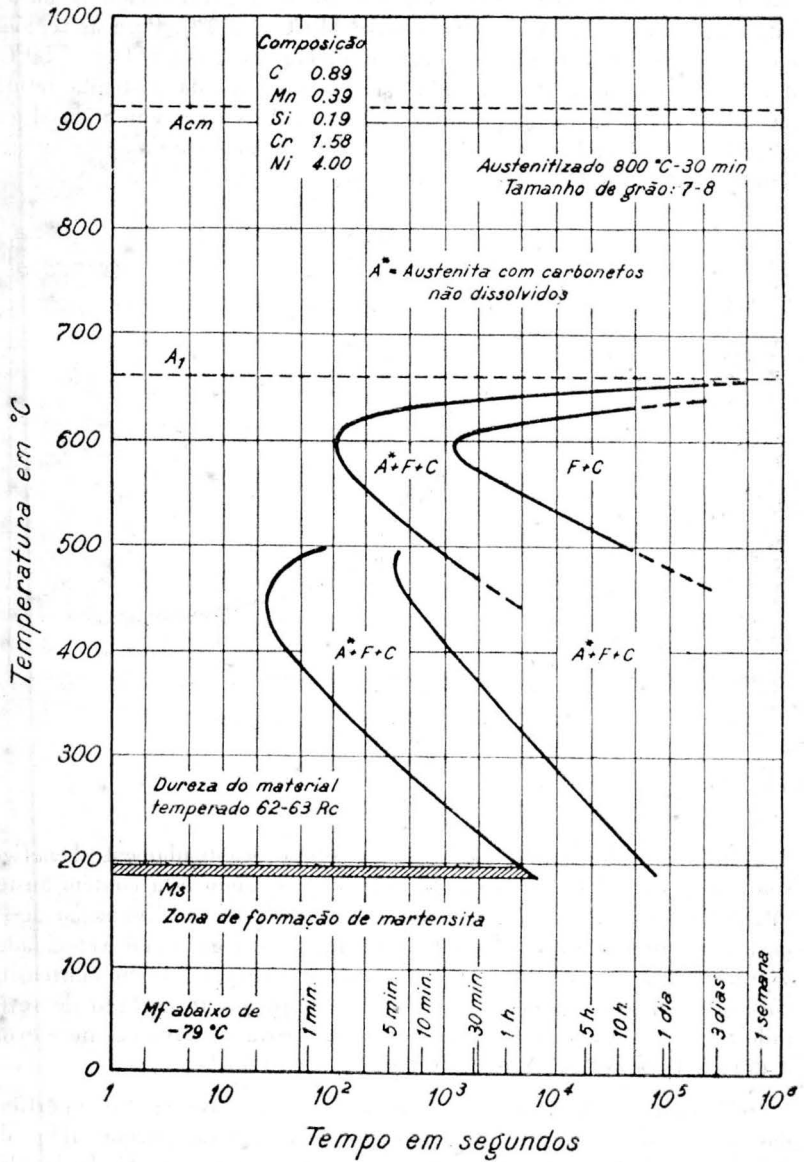


FIG. 11

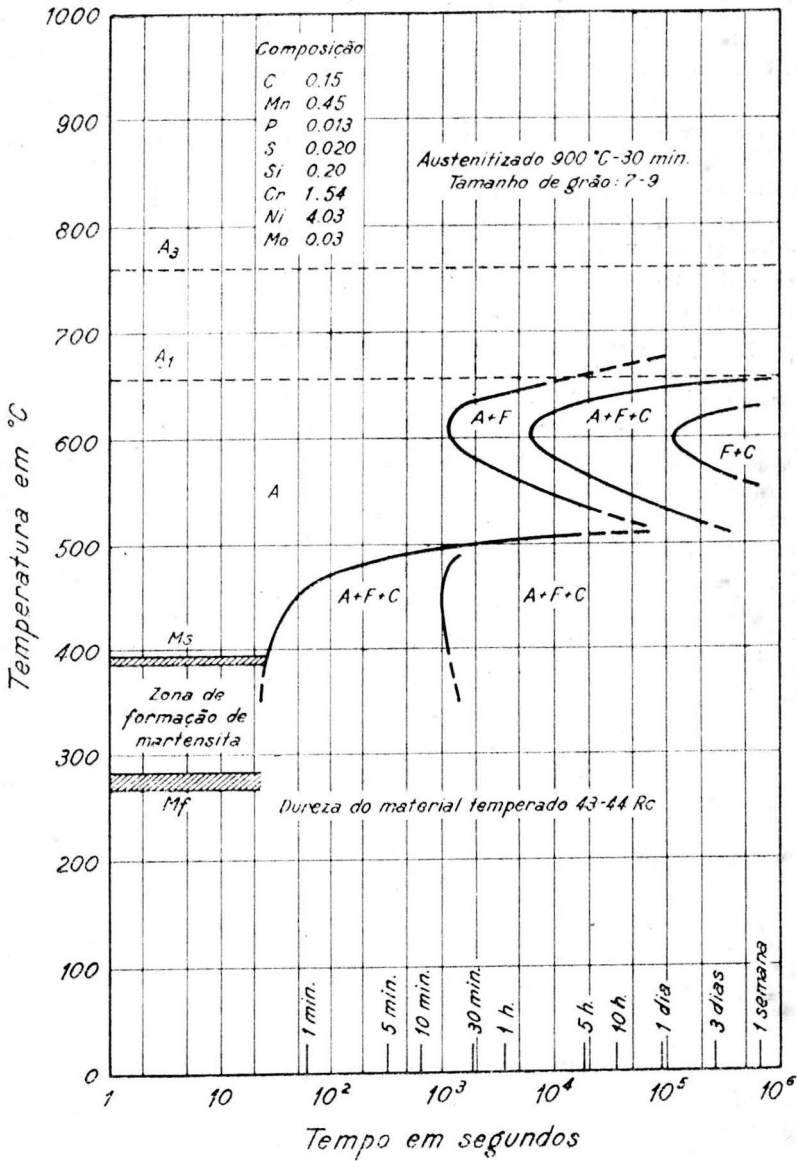


FIG. 12

O tratamento de dupla têmpera dos aços comuns de cementação e com baixos teores de liga, visa a transformação de textura martensítica do núcleo, obtida na primeira têmpera, em uma textura sorbítica e o refino da granulação da camada cementada, mantendo-a ainda com textura martensítica. Nesse tratamento, a temperatura escolhida para a segunda têmpera deve ultrapassar plenamente a zona crítica da camada cementada e apenas penetrar na parte inferior da referida zona da região não cementada. Já no aço 3312 o tratamento é feito com outro critério. A fim de se obter altas características mecânicas no núcleo, a têmpera é feita próxima ao limite superior da zona crítica do núcleo. Assim, a textura resultante será sempre de caráter martensítico. O aquecimento lento feito para essa segunda têmpera favorece, antes de atingir a zona crítica da camada cementada, a formação de uma textura sorbítica de caráter esferoidal devido aos altos teores de carbono e de cromo presentes. Essa textura provém da transformação da martensita e da austenita retida. Penetrando-se na zona crítica e mesmo ultrapassando-a, a absorção dos carbonetos esferoidais pela austenita formada é sempre lenta, de modo que se torna possível o controle do teor de carbono da austenita pelo controle do tempo de permanência. Assim, para a segunda têmpera é sempre possível ter-se uma composição que corresponda à de uma zona de formação de martensita que esteja acima da temperatura ambiente. A textura resultante da segunda têmpera será pois constituída por uma matriz martensítica, de alta dureza, com uma dispersão de carbonetos esferoidais, de composição complexa. A ausência de austenita retida possibilita o aumento da dureza e os carbonetos esferoidais melhoram consideravelmente a resistência ao desgaste sem comprometer a tenacidade.

O gráfico da fig. 10 mostra o resultado obtido com o corpo de prova n.º 26 nesse tratamento. A curva de traço cheio corresponde ao tratamento de têmpera simples registrada no gráfico da fig. 3.

7. CONCLUSÕES

O presente estudo levou às seguintes conclusões de ordem geral:

1 — A cementação em banho de sal facilita o controle das características da camada cementada, além de proporcionar profundidades razoáveis em tempos relativamente curtos.

2 — O aço SAE 3312 apresenta dificuldades particulares nos tratamentos de cementação e têmpera posterior, exigindo perfeito conhecimento dos fenômenos que ocorrem nesses processos.

3 — O revenido tem pouca eficácia na eliminação da austenita retida.

4 — Os processos de dupla têmpera são sempre mais aconselháveis porque permitem um melhor controle das características da camada cementada.

5 — Os ensaios de dureza Rockwell C e 15N, feitos em conjunto, permitem um contrôlo seguro dos resultados obtidos.

6 — O limite entre a zona endurecida nos corpos de prova cementados e temperados corresponde com apreciável exatidão à profundidade de cementação.

8. AGRADECIMENTO

Os autores deixam aqui consignados os seus agradecimentos ao Eng. Fernando A. de Toledo Piza, João G. Haenel, Tomio Kitice e Paul Phillip pela colaboração que prestaram a êste trabalho.

BIBLIOGRAFIA

1. E. I. DU PONT DE NEMOURS & Co. — **Molten Salt Baths**.
2. AMERICAN SOCIETY FOR METALS — **Metals Handbook** — Ed. 1948.
3. BECKWITH, B. B. — «**Liquid Bath Carburizing**» — Carburizing Symposium ASM, 1937.
4. KOMARNITSKY, R. S. — «**Liquid Carburizing**» — Metal Progress, October, 1946. Vol. 50, N.º 4.
5. BULLENS, D. K. — «**Steel and Its Heat Treatment**» — Vol. III — John Wiley & Sons, Inc. — New York, 1948.

APÊNDICE

Ábaco da fórmula Vickers aplicada no ensaio de micro-dureza.

Este ábaco visa simplificar o cálculo da dureza Vickers no caso particular do emprêgo de aparelhos de micro-dureza Eberbach em bancos metalográficos do tipo Bausch & Lomb Research.

$$\text{Na fórmula Vickers: } H = 1,8544 \frac{L}{d^2}$$

H representa a dureza Vickers expressa em kg/mm², L representa a carga empregada na impressão, em kg, da diagonal da base da impressão, em milímetros, e 1,8544 é um coeficiente que correlaciona a área expressa por d² com a área da impressão (*).

Tratando-se de micro-dureza, as cargas raramente ultrapassam 200 g, sendo mais comum o emprêgo de cargas inferiores a 50 g. Os valores de L serão portanto sempre da ordem de alguns centésimos de quilograma. Por outro lado, as diagonais das impressões raramente ultrapassam 10 ou seja, 0,010 mm. Como a impressão é medida com um micrômetro de retículo movel, adaptado ao microscópio, o seu valor em milímetros será obtido pelo produto do número de divisões observado multiplicado pelo valor em milímetros de cada divisão, que por sua vez, é função do aumento da objetiva utilizada.

No caso dos bancos metalográficos do tipo Bausch & Lomb Research, com micrômetro de retículo móvel, (Filar Micrometer), do mesmo fabricante, êsses valores são os seguintes:

<i>Com a objetiva</i>	<i>Uma divisão do tambor do micrômetro equivale a</i>
21 x	0,00017574 mm
41 x	0,000088495 mm
54 x	0,000066844 mm

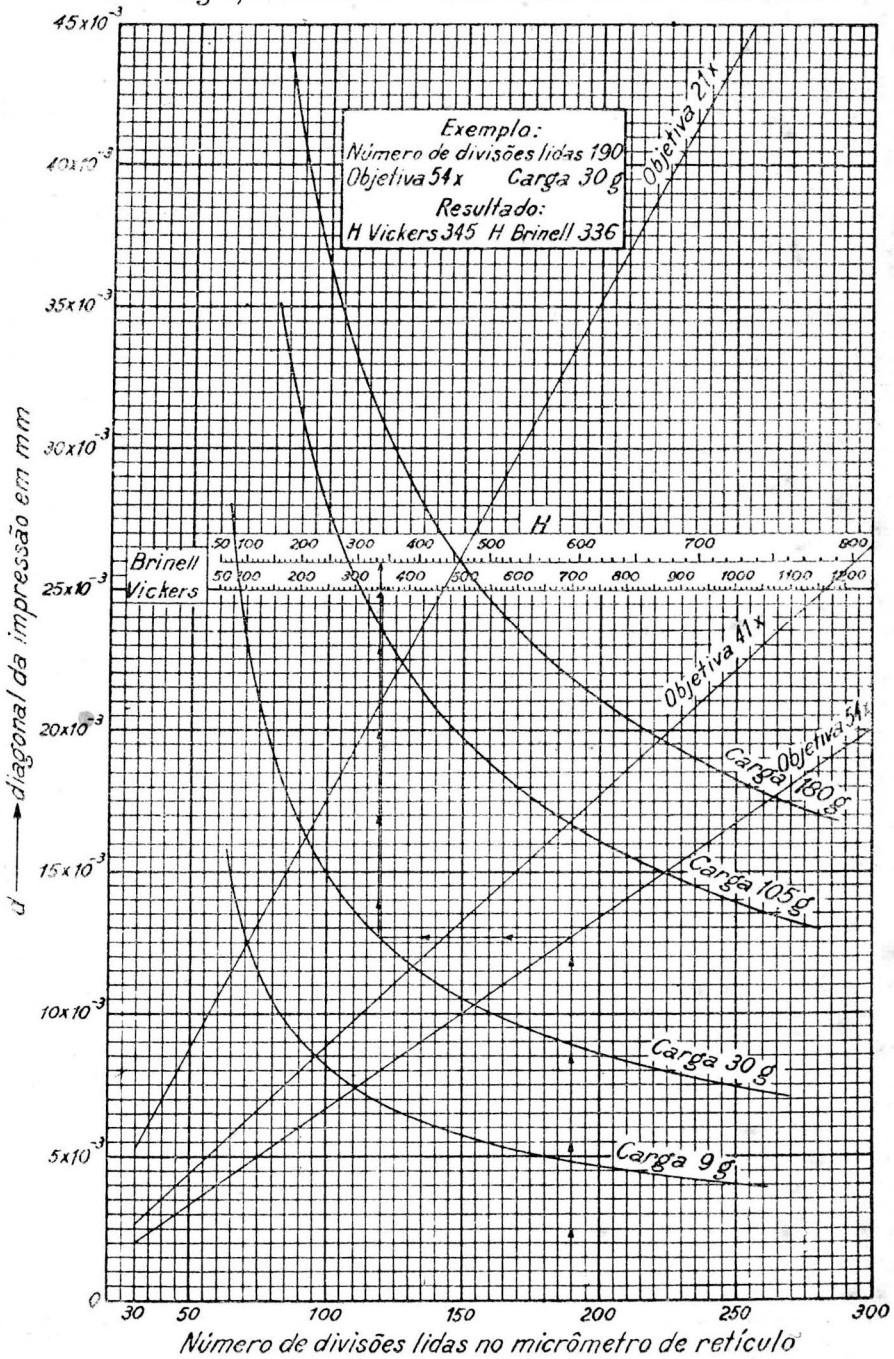
O produto desses valores pelo número de divisões do micrômetro dá a medida das diagonais da impressão, em milímetros, qua para o emprêgo na fórmula deverá ser elevada ao quadrado. Por aí, pode-se ver que, no caso de determinações de micro-dureza, o cálculo dos valores pela fórmula de Vickers torna-se bastante trabalhoso, porque, além de exigir uma série de operações para a sua determinação, emprega valores fracionários com grade número de casas decimais. Essa dificuldade obrigou-nos a idealizar o ábaco aqui apresentado, que dispensa completamente êsses cálculos.

(*) A área de impressão é a da superfície lateral de uma pirâmide de base quadrada, com diagonal igual a d e com ângulo entre as faces laterais opostas igual a 136°.

Ábaco da fórmula Vickers

$$H = 1,8544 \frac{L}{d^2}$$

para o aparelho de micro dureza Eberbach adaptado ao banco metalográfico Bausch & Lomb Research com micrômetro de retículo



Trata-se de um ábaco a três variáveis:

- 1) Número de divisões indicado pelo micrômetro
- 2) Aumento da objetiva utilizada na medida
- 3) Carga empregada na impressão

Os dois primeiros valores dão diretamente o valor de d , diagonal da impressão, em milímetros, que com a carga, representada pelas curvas parabólicas, fornece diretamente o valor H da dureza.

Para facilitar a transformação de dureza Vickers em dureza Brinell foi traçada uma escala de durezas Brinell em correspondência com a escala Vickers.

DISCUSSÃO

Presidente: Prof. Tharcisio D. de Souza Santos

Membros: Eng. João Baptista Perlott, Sr. Lybio A. Maciel, Eng. Jarbas O. Nascimento, Eng. Raul Cohen e Sr. Eric Cindric.

Eng. Vicente Chiaverini — Quando pensamos em realizar êste trabalho, tínhamos como objetivo final construir um ábaco em que, entrando-se com a profundidade desejada de cementação, se pudesse determinar qual a temperatura e qual o tempo mais convenientes, conhecida a concentração de cianeto do banho. Quando escolhemos êste aço, não previmos as dificuldades que iríamos encontrar ao realizar a sua cementação. Verificamos ser necessário um perfeito contrôle, não só da temperatura e do tempo, como também do tratamento posterior, para obtenção dos melhores resultados na cementação dêsse material.

Sr. Eric Cindric ⁽¹⁾ — Seria, aliás, para fins práticos, bastante interessante estabelecer também a relação entre a profundidade da cementação e a superfície da peça, porque o que influi igualmente é a superfície. Os corpos de prova eram peças polidas ou simplesmente torneadas?

Eng. Vicente Chiaverini — Torneados com acabamento fino. Foram utilizados corpos de prova de 1/2" com acabamento bastante bom.

Sr. Eric Cindric — O tempo de cementação foi tomado de que maneira? Com a peça fria entrando no banho ou pré-aquecida?

Eng. Vicente Chiaverini — A peça fria. As peças eram também introduzidas no banho perfeitamente limpas, de modo que não havia influência de quaisquer outros fatores.

Eng. Jarbas O. Nascimento ⁽²⁾ — Quanto ao processo de dupla têmpera, pergunto se não foram feitos ensaios correspondentes a tratamentos térmicos para refinar o núcleo e a capa de cementação. Com aço 3312, por exemplo, recomenda-se que depois da cementação a peça seja esfriada até a temperatura ambiente. Em seguida, é feita uma têmpera para refinar o núcleo, e, depois, mais uma têmpera para refinar a capa cementada.

Eng. Vicente Chiverini — Não fizemos isso.

Eng. Jarbas O. Nascimento — Talvez a austenita retida pudesse, até certo ponto, ser eliminada por êsse processo de têmperas sucessivas.

Eng. Vicente Chiaverini — Bem, a austenita retida foi praticamente eliminada por um processo de dupla têmpera; isto é, os corpos de prova eram primeiramente temperados diretamente do banho de têmpera, sofrendo a seguir nova têmpera, com contrôle mais rigoroso. Com o material temperado do banho de cementação, não se consegue eliminar a austenita retida mediante um simples revenido, a não ser que seja o mesmo feito a temperaturas inferiores a 0°C.

Dr. Theodoro Niemeyer ⁽³⁾ — O aço 3312 foi, evidentemente, escolhido pelos autores para aplicação em trabalhos não seriados, porque

(1) Membro ABM; Brasimet S. A. — Secção de Aço e Tratamentos Térmicos; São Paulo, SP.

(2) Membro ABM; Engenheiro Civil, Brazaço S. A.; São Paulo, SP.

(3) Membro ABM; Elevadores Atlas S. A. — Fundição; São Caetano, SP.

apresenta grande margem de segurança, por oferecer um núcleo com excelentes características mecânicas. Desêjo sugerir aos autores que prossigam no presente estudo, considerando o problema também sob outro aspecto, o aspecto, por assim dizer, econômico-prático. E' que estamos notando que a falta de níquel se acentua cada vez mais e sabemos que várias companhias estrangeiras que exportam aços especiais estão sofrendo grandes restrições na venda de aços ao níquel. Por êste motivo na Europa, já durante a primeira guerra e também durante a segunda procurou-se substituir os aços ao níquel, como o de 3,5%, por outros baseados em cromo, manganês e tungstênio, desde que não seja necessário obter-se a máxima resistência, como acontece, aliás, em grande número de casos, como engrenagens para automóveis e outras aplicações, as quais ficam satisfeitas desde que se consigam resistências da ordem de 80 a 90 kg/mm². Parece que os aços cromo-manganês têm apresentado, nesse sentido, resultados altamente satisfatórios, substituindo vantajosamente, pois, os aços ao níquel. Embora esta minha sugestão não seja de ordem técnica, parece-me de certa importância, porque, talvez num futuro muito próximo, o nosso país não possa mais importar níquel em quantidade suficiente para todas as suas necessidades. Parece-me, pois, que seria de vantagem prática e econômica, estudarmos também no Brasil aços de substituição como já se fez nos Estados Unidos em grande escala. Se os autores quisessem aceitar esta sugestão e estender seus estudos a aços de ligas mais baratas e com menores teores, creio que seria do maior interesse para o comércio e para a indústria.

Eng. Jarbas O. Nascimento — Como observação complementar, gostaria de informar que minha firma não receberá mais aços do tipo 3312 até que o suprimento de níquel seja normalizado e, nestas condições, estamos recebendo já aços do tipo mencionado pelo Dr. Niemeyer, cromo-molibdênio com boro, que podem substituir perfeitamente o aço 3312. São os chamados aços "superkore". Tais aços apresentam as mesmas características que os aços 3312 cementados.