

ASPECTOS DA ESFEROIDIZAÇÃO DE AÇOS MÉDIO CARBONO⁽¹⁾

ÁLVARO RUBENS ZECH COELHO⁽²⁾

RESUMO

É feita inicialmente uma revisão bibliográfica sobre o assunto.

São descritas duas experiências realizadas com aço médio carbono visando levantar dados para um maior esclarecimento da influência de algumas variáveis nas características da estrutura esferoidizada e o seu relacionamento com as propriedades mecânicas.

Os resultados permitiram mostrar entre outras coisas que o encruamento prévio proporciona a obtenção de estruturas com maior grau de esferoidização, mas nem sempre mais macias em relação as do aço sem encruamento prévio. Em alguns casos tais estruturas apesar de mais duras apresentam maiores valores de características de ductilidade indicando uma maior aptidão para conformação a frio. Mostra-se assim a necessidade de se considerar a conformação a frio sob dois aspectos: facilidade e aptidão para conformação a frio.

Fazem-se também comentários sobre as dificuldades de caracterização das estruturas esferoidizadas, sugerindo-se para trabalhos de pesquisa a adoção da caracterização quantitativa de alguns parâmetros destas estruturas.

(1) - Contribuição técnica ao 1º Seminário da COMFIT - Belo Horizonte, 30 de maio de 1980.

(2) - Engº Metalurgista - Assistente Técnico da Divisão de Trefilaria - Cia. Siderúrgica Belgo-Mineira.

1 - INTRODUÇÃO

A esferoidização dos produtos trefilados de aço médio teor de carbono é um processo de grande importância industrial por proporcionar maior facilidade de conformação das peças forjadas a frio, fabricadas a partir daqueles produtos.

Vários trabalhos têm sido feitos abordando influência de algumas variáveis no processo de esferoidização, bem como o relacionamento das estruturas obtidas com as características mecânicas. As dificuldades de uma caracterização quantitativa da estrutura esferoidizada tem prejudicado um pouco a tentativa de relacionamento da estrutura com as propriedades mecânicas em alguns casos, tendo em vista que esta caracterização pode variar bastante em função de alguns parâmetros como estrutura inicial e grau de encruamento entre outros.

Sob o aspecto da adequação da estrutura e características mecânicas ao uso, ou seja, na facilidade de conformação a frio dos produtos coloca-se a questão se a estrutura ideal é sempre a mais macia, tendo em vista que, na conformação a frio, dois aspectos devem ser considerados: a facilidade de conformação e a aptidão para a conformação, ou seja, a capacidade do material sofrer maior ou menor severidade de conformação.

A parte A deste trabalho foi realizada nos laboratórios do CESSID em Maizières-lès-Metz, em fevereiro de 1978, quando ali participávamos de um Curso de Metalurgia do Metal Sólido.

A parte B foi realizada mais recentemente na Divisão de Trefilaria da C.S.B.M., com o intuito de levantar alguns dados visando visualizar, discutir e comparar alguns dos aspectos mencionados.

2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O mecanismo de esferoidização (ou globulização) nos aços não encruados é normalmente explicado^(1 a 5) pela dissolução parcial da cementita na austenita em temperaturas ligeiramente superiores a A_{c1} , seguido de um resfriamento lento, ou de abaixamento da temperatura para transformação isotérmica ligeiramente abaixo de A_1 , onde os restos de cementita não dissolvidos atuariam como núcleos para precipitação da parcela que se dissolveu, proporcionando assim a formação desta fase com morfologia aproximadamente esférica.

Vários são os ciclos de recozimento propostos para a globulização de aços partindo-se de estruturas não encruadas, devendo-se mencionar entre eles o ciclo de oscilação em torno da temperatura A_1 ^(1,6,7), justificado pelo fato de que em cada ascensão da temperatura os carbonetos mais finos se dissolveriam e quando do resfriamento subsequente, se precipitariam em torno das partículas maiores não dissolvidas.

Recozimentos isotérmicos subcríticos em temperaturas ligeiramente inferiores a A_1 , com períodos relativamente longos de permanência, também produzem a esferoidização da cementita além dos anteriores já mencionados.

Este último ciclo apresenta menor eficácia que os anteriores⁽²⁾, pelo fato de não haver dissolução parcial da cementita (não há austenitização), dissolução esta que facilitaria a formação dos esferóides.

Neste último caso, desde que não existe o processo de dissolução e reprecipitação da cementita, o processo de esferoidização deve estar ligado a um outro mecanismo, que ainda não é conhecido com exatidão. Segundo Namdar⁽¹⁾, a existência nas lamelas, de deslocamentos que poderiam se agrupar preferencialmente nas dobras das lamelas, propiciariam o estrangulamento da lamela nestes locais e onde existam outros defeitos de rede. A continuação deste estrangulamento levaria à subdivisão da lamela, propiciando segmentos aproximadamente elípticos que tenderiam a se desenvolver na direção da forma esferoidal ao longo do recozimento subcrítico. A movimentação de matéria seria feita segundo o mesmo autor, por difusão a longa distância.

A influência do encruamento anterior ao tratamento térmico de esferoidização é bastante conhecida. Existe um grande número de trabalho abordando o assunto e mostrando a mais fácil esferoidização de um aço encruado em relação ao não encruado, dos quais consultamos alguns^(1,2,8,9,10,11,16).

O mecanismo de esferoidização dos aços de estrutura ferrita-perlita encruados quando recozidos em temperaturas subcríticas é explicado por alguns autores, com verificação da evolução da estrutura por microscopia ele

trônica. Lupton e Warrington⁽⁸⁾ e Goodchild⁽⁹⁾, verificaram que a grande densidade de deslocamentos na ferrita e em locais preferenciais na cementita propiciava em temperaturas subcríticas, primeiro a formação de subgrãos na cementita cujos subcontornos eram perpendiculares a interface lamelar da cementita com a matriz ferrítica. A cementita se dissolvia de preferência nestes locais formando ali um "pescoço" na lamela (de cementita) até o seccionamento desta. Conforme Goodchild⁽⁹⁾, o processo completo se comporia de

4 etapas, a saber:

- crescimento do número de subgrãos na cementita;
- recristalização da ferrita;
- formação de pescoço ("Necking", "étranglement") na lamela de cementita até a sua subdivisão em pequenos carbonetos de forma elíptica;
- crescimento e mudança de forma destes carbonetos na direção da forma esférica.

Quanto ao mecanismo da movimentação de matéria, basicamente seria o da difusão. Conforme o mesmo autor, a elevada densidade de deslocamentos na ferrita aumenta a solubilidade do carbono e a taxa de difusão.

A maior velocidade de esferoidização em aços encruados em relação aos não encruados seria assim explicada levando-se em conta ainda que o aço encruado teria 10^4 a 10^6 vezes mais deslocamentos por cm^2 que o não encruado.

Segundo Bottrel Coutinho⁽¹⁰⁾ e colaboradores, a esferoidização da cementita se dá em duas etapas delineadas por suas características topológicas: a primeira seria a esferoidização propriamente dita, e a segunda seria o coalescimento caracterizado pela redução do número de partículas esferoidizadas e aumento no seu tamanho mantendo-se nula a conectividade.

O mesmo autor sugere que a deformação a frio antes do recozimento de esferoidização acelera apenas a etapa inicial do processo, não ocorrendo em tempo hábil um coalescimento significativo.

Além do encruamento e do ciclo de recozimento, outros fatores influem na velocidade de esferoidização tais como a composição química e a estrutura inicial do aço.

Quanto à composição química, sabe-se, por exemplo, que um aço eutetóide esferoidiza muito mais rapidamente que um aço médio carbono por razões ainda não bem conhecidas, segundo Namdar⁽¹⁾. Deve se salientar porém que tal tipo de comparação só seria válida se os dois aços tivessem uma estrutura inicial com mesmo espaçamento lamelar da perlita. Isto porque se os dois aços forem austenitizados e resfriados nas mesmas condições, tem-se perlita mais fina no de maior teor em carbono, sendo, neste caso, facilitado o processo de esferoidização pelo fato da estrutura inicial ser mais fa

vorável, sendo assim a influência do teor de carbono indireta. Quanto a influência de outros elementos de liga, pode-se usar raciocínio análogo, admitindo-se que a sua influência seja indireta através da influência nas curvas TTT. A influência direta dos elementos é pouco conhecida⁽¹⁾.

A estrutura inicial tem grande influência na esferoidização.

Quanto mais fina a perlita, mais fácil se torna o processo e mais finos serão os carbonetos esferoidizados^(1, 11).

Mathon⁽¹²⁾ defende o desenvolvimento de uma estrutura com maximização da ferrita para o caso dos aços médio carbono antes do tratamento de esferoidização. Justifica tal estrutura pelo fato da estrutura com quantidade de ferrita máxima e perlita grosseira apesar de ser de mais difícil esferoidização, proporcionar após este tratamento, uma estrutura com carbonetos mais grossos e mais macia em relação a uma estrutura inicial de perlita fina e menor quantidade de ferrita proeutetóide. Isto proporciona uma menor energia para a deformação e um menor consumo de matrizes na fabricação de peças forjadas a frio.

Por outro lado, o trabalho de Lafond⁽¹³⁾ e colaboradores mostra que estruturas esferoidizadas com carbonetos mais finos provenientes de estruturas perlíticas mais finas são mais duras, mas possuem valores mais elevados de estrição em relação às estruturas com tamanho maior dos esferóides. Isto indicaria uma maior capacidade de deformação, tendo em vista que a estrição é provavelmente a característica de ductilidade que melhor representa a aptidão de conformação a frio⁽¹⁴⁾.

3 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Parte A - Verificação da Influência do Tempo, Temperatura e Encruamento no Processo de Esferoidização:

Esta experiência foi realizada nos laboratórios do CESSID - Maizières lès Metz com a colaboração do prof. J. Pokorny.

O material utilizado foi um aço em chapa de 16mm de espessura, fabricação USINOR (França) com a seguinte composição química: 0,35% C; 0,69% Mn; 0,047% P; 0,030% S; 0,17% Si; 0,010% Cr; 0,044% Ni e 0,031% Cu.

Foram retirados 10 corpos de prova da chapa com as dimensões de 16 x 16 x 48 mm. A estrutura inicial no estado normalizado pode ser vista na fig. 2. Os corpos de prova sofreram uma deformação por prensagem, por barras cilíndricas na sua parte central, conforme indicado na fig. 1a. Os C.Ps. ficaram assim com um gradiente de encruamento sendo este nulo na região não afetada (região 1 - fig. 1b) e máximo (43%) na

região central (secção A'B'C'D' da fig. 1c). Foram tomados 9 CPs deixando um para comparações posteriores e recozidos, cada um em uma das 9 condições abaixo:

- 700°C, com tempos de encharque de 1, 4 e 8 horas
- 725°C, com tempos de encharque de 1, 4 e 8 horas
- 750°C, com tempos de encharque de 1, 4 e 8 horas

O resfriamento foi feito dentro do próprio forno. O recozimento foi feito em forno tubular (aquec. elétrico) com revestimento interno cerâmico e a temperatura foi medida com potenciômetro com par Cromel-Alumel. Nas regiões 1 e 2 da figura 1b foram feitas determinações de dureza Vickers (2 determinações em cada caso), e nas secções correspondentes às regiões 1 e 3 foram feitos os exames micrográficos.

Parte B - Verificação da Influência do Encruamento no Processo de Esferoidização. Comparação das Características Mecânicas:

Foram tomados dois rolos de fio-máquina (laminado a quente), nos diâmetros de 5,50 e 12,70 mm, de fabricação CSBM, provenientes de duas corridas com composição química bem próxima, conforme abaixo:

DIÂMETRO	% C	% Mn	% Si	% P	% S	% Cr
5,50 mm	0,43	0,87	0,22	0,031	0,037	0,17
12,70 mm	0,43	0,81	0,22	0,030	0,032	0,18

A estrutura inicial no estado laminado para os dois diâmetros pode ser vista no quadro I.

A caracterização quantitativa destas estruturas foi feita por Quantimet 720 (CSBM - Usina de Monlevade) e microscopia ótica apresentando os seguintes números:

- 5,50 mm - % ferrita proeutetóide - 17% (Quantimet 720);
% perlita resolvida (500x) ~ 10% (Microsc. ótica);
- 12,70mm - % ferrita proeutetóide - 28% (Quantimet 720);
% perlita resolvida (500x) ~ 20% (Microsc. ótica).

Evidencia-se assim uma diferença considerável nas estruturas iniciais, indicando um resfriamento mais lento no f.m. 12,70mm na saída do laminador.

Parte destes rolos foi trefilada até o diâmetro de 4,50 mm, apresentando assim um encruamento (% de redução de área) de 33% e 87%,

respectivamente, vindo do 5,50 e do 12,70mm.

Resultaram assim 4 rolos sendo 2 de fio-máquina e 2 de trefilados, conforme descrito.

Os materiais nas 4 condições diferentes foram então recozidos em forno à vácuo Brasimet (industrial), com encharque de 6 h a 700°C, e resfriamento controlado de 10°C/hora até a temperatura de 500°C.

De cada rolo foram retiradas 10 amostras, sendo de cada uma retirados corpos de prova para os seguintes ensaios: tração, torção, dureza e metalografia, sendo determinados no ensaio de tração além do L.R., o alongamento (em 10 x d), a estrição e o limite de escoamento.

Os resultados apresentados correspondem à média destas 10 determinações (a exceção do limite de escoamento onde foram feitas apenas 3 determinações em cada caso).

4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

Parte A:

A análise da evolução da estrutura pode ser feita através das fotomicrografias da fig. 2 e do gráfico da fig. 3. O "Padrão de Esferoidização" colocado no eixo das ordenadas da fig. 3 corresponde a um padrão interno adotado na CSBM onde o padrão 1 significa uma esferoidização completa e o padrão 8 significa nenhuma ou apenas uma tendência de início de esferoidização.

Pela observação das duas figuras fica evidenciada a influência das 3 variáveis em questão.

Vê-se com clareza a influência benéfica do encruamento anterior ao recozimento sobre o processo de esferoidização.

Como era de se esperar, a temperatura que apresentou melhores resultados foi de 700°C tendo em vista a não austenitização do material.

Para a temperatura de 750°C parece ter havido austenitização quase completa e durante o resfriamento formou-se perlita lamelar. A 725°C tudo indica que houve uma austenitização parcial, pois também ocorreu formação de perlita lamelar durante o resfriamento.

A influência do tempo é notória, ressaltando-se que o aumento só é favorável em temperaturas subcríticas, tendo em vista que em temperaturas superiores à A1 o aumento do tempo favoreceria a formação e homogeneização da austenita, propiciando assim a formação de perlita lamelar quando do resfriamento.

Estas constatações podem ser feitas também através dos valores de dureza, constantes na figura 4 (nesta figura, os valores locados no tempo zero

correspondem a dureza do material antes do tratamento térmico).

Observa-se ainda nesta figura que apesar do decréscimo de dureza ter sido maior em relação ao estado inicial no caso do material encruado, os valores de dureza destes após recozimento permaneceram superiores ao recozido com estado inicial normalizado, apesar do grau de esferoidização neste caso ser inferior ao estado inicial encruado. A explicação para esta aparente discrepância estaria no fato das partículas esferoidizadas ou semi-esferoidizadas provenientes do estado inicial encruadas são mais finas e dispersas na matriz em relação às partículas provenientes do estado inicial normalizado, o que proporcionaria a maior dureza observada.

Dentro deste aspecto poderia ser colocada então a seguinte questão: para um produto que vai ser conformado a frio o que é preferível: uma menor dureza ou um melhor grau de esferoidização?

A resposta a tal pergunta não existe de forma clara como se vê, pelo menos nas especificações de alguns produtos, como é o caso das especificações de arames para a indústria de parafusos. Muitas vezes na especificação deste produto é colocada além da dureza (ou L.R.) máxima, a "% mínima de esferoidização", conceito este um tanto vago pela própria indefinição de um padrão de estrutura e dificuldades de se quantificar tal parâmetro por microscopia ótica.

O que se pretende neste trabalho é se não esclarecer, pelo menos discutir a questão colocada.

No nosso entender, uma menor dureza obviamente proporciona uma menor energia necessária à deformação do material além de um menor consumo de matrizes.

Por outro lado, é de se esperar que uma estrutura esferoidizada de glóbulos mais finos proporcione maiores valores de estrição⁽¹⁵⁾, o que já foi constatado por Lafond⁽¹³⁾ esferoidizando aços médio carbono com diferentes estruturas iniciais. Esta maior estrição como medida de ductilidade indica sem dúvida uma maior aptidão de sofrer conformação.

Portanto, a questão deveria ser respondida em função da necessidade primeira do fabricante da peça conformada. Se o grau de conformação da peça é pequeno, a especificação da dureza (ou Resistência à tração) deve ser prioritária, prevalecendo neste caso o ponto de vista de Mathon conforme já colocado na parte de revisão bibliográfica. Caso contrário, se a peça sofre conformação severa deverá ser levado em conta o valor da estrição que seria função do grau de esferoidização e tamanho dos glóbulos.

A parte B da experiência foi feita então com o intuito de levantar al-

guns dados, visando um melhor esclarecimento destes aspectos, além de verificar se analogamente às relações de dureza e estrição em função da estrutura inicial com espaçamento lamelar menor ou maior encontrado por Lafond, estaria a relação daquelas duas variáveis com maior ou menor grau de encruamento, tendo em vista que o sentido de variação do grau de esferoidização e tamanho dos glóbulos seria análogo.

Parte B:

O resumo dos resultados das características mecânicas e estruturas obtidas pode ser visto no quadro I.

Tendo-se em vista a diferença nas estruturas iniciais do estado laminado, a análise comparativa se tornou um pouco mais difícil pela interferência desta variável. Porém a comparação das 3ª e 4ª linhas do quadro I provenientes da mesma corrida com mesma estrutura inicial variando-se apenas o encruamento (0 e 87%), mostrou para o diâmetro 4,50mm apesar de L.R. e dureza maiores, uma sensível maior estrição e alongamento, devido a estrutura com glóbulos mais finos e dispersos como pode ser visto no referido quadro.

Já a comparação das 1ª e 2ª linhas que correspondem a amostras provenientes de mesma corrida com mesma estrutura inicial, variando-se apenas o encruamento (0 e 33%) não mostrou a mesma relação anterior. Neste caso o diâmetro 4,50mm (encruamento anterior de 33%) apresentou menores valores de L.R. e dureza, e maiores valores de estrição.

O motivo da discrepância destes resultados com os resultados da comparação dos casos das 3ª e 4ª linhas, pode estar ligado à diferença da estrutura inicial e/ou do encruamento anterior ao recozimento.

Deve se observar que tanto na experiência da parte A quanto no caso das 3ª e 4ª linhas do quadro I da experiência B a dureza do material recozido na região anteriormente encruada foi mais alta em relação a não encruada, ao contrário dos casos das 1ª e 2ª linhas do mesmo quadro. Deve se observar ainda que, neste último caso a estrutura inicial era de perlita mais fina e menor quantidade de ferrita proeutetóide, podendo ser esta a causa provável da diferença tendo em vista que o grau de encruamento da parte A e do 4,50 (1ª linha) são semelhantes.

O mesmo tipo de relação de dureza dos casos das 1ª e 2ª linhas em material com e sem encruamento anterior foi encontrado por Mazerou e Targa⁽¹⁶⁾, e Bottrel Coutinho⁽¹⁰⁾ com tratamentos semelhantes, porém neste último foi usado aço de composição eutetóide, onde a menor dureza do material recozido após encruamento é mais evidente pois a esferoidização é mais completa, e no não encruado anteriormente apresenta menor grau de esferoidização,

além da inexistência de ferrita proeutetóide no estado inicial, não servindo assim de comparação para o médio carbono sob este aspecto.

Uma comparação dos casos das 2ª e 3ª linhas mostra claramente que a menor dureza da estrutura esferoidizada; do caso da 3ª se deveu a maior concentração dos carbonetos com conseqüente maiores campos ferríticos enquanto que no caso da 2ª linha os carbonetos são mais dispersos na matriz ferrítica como conseqüência de suas estruturas iniciais. Ao contrário do que se esperava, porém, neste último caso os carbonetos não estão mais finos em relação à 3ª linha não proporcionando assim uma melhor estrição, conforme verificado por Lafond. O motivo desta aparente discrepância não pode ser explicado.

Infelizmente não nos foi possível uma caracterização quantitativa da estrutura que talvez pudesse mostrar parâmetros com maior grau de correlação. Deve-se mencionar, por exemplo, a caracterização feita por Lafond onde foram empregados os parâmetros: nº de partículas de cementita por unidade de área; forma das partículas onde se usou o fator de forma S/P^2 sendo S a área e P o perímetro da partícula; tamanho e distância entre partículas. Tal caracterização foi feita por microscopia quantitativa, sendo para o caso o mais indicado, tendo em vista que as caracterizações por microscopia ótica em termos de "% de esferoidização" ou "grau de esferoidização" são muitas vezes vagas e imprecisas quando se fazem estudos mais aprofundados sobre o assunto.

Uma metodologia de levantamento de dados poderia determinar os limites de encruamento e estrutura inicial até onde estas relações dureza-estrição nos aços trefilados médio carbono recozidos variam em sentidos iguais ou opostos, e é o que se pretende fazer em continuidade a este trabalho, com auxílio inclusive da microscopia quantitativa.

O importante porém, que se pode ver com os resultados agora obtidos é que para os aços médio carbono esferoidizados existem condições em que os menores valores de L.R. e dureza não correspondem aos valores mais altos de estrição. Isto equivale a dizer que nem sempre o aço esferoidizado mais macio é o que tem melhor aptidão para deformação, sendo porém sempre o que tem menor consumo de matrizes e que requer menor energia para deformação.

Por exemplo, o caso da 3ª linha do quadro I, a energia necessária para deformação por unidade de secção é menor em relação a 4ª linha como pode ser visto pelos parâmetros L.R. dureza e L.E.; porém o da 4ª linha poderá sofrer deformações mais severas como pode ser visto pelos parâmetros de ductilidade, estrição e alongamento.

Este é um ponto importante a ser considerado quando da elaboração de especificações de aços médio carbono esferoidizado destinados à fabricação de peças forjadas a frio, pois estas nem sempre são claras quanto a objetivar os dois aspectos do forjamento a frio: capacidade de conformação e facilidade de conformação.

5 - CONCLUSÕES

- O encruamento anterior ao tratamento térmico de esferoidização proporciona uma aceleração do processo e conseqüentemente uma estrutura com maior grau de esferoidização nos aços médio carbono, mas nem sempre a estrutura é mais macia em relação ao aço sem encruamento prévio.

- No caso de alto grau de encruamento anterior ao tratamento térmico, partindo de uma dada estrutura inicial o produto apresentou maiores valores de dureza e de estrição em relação ao não encruado devido as partículas mais finas e dispersas dos carbonetos na matriz ferrítica, efeito análogo ao de estrutura inicial de perlita mais fina conforme verificado por Lafond⁽¹³⁾.

- A conclusão acima mostra que o material em questão apesar de mais duro tem maior aptidão para sofrer conformação a frio sem se romper ou trincar. Isto mostra que as especificações das características mecânicas dos produtos médio carbono para conformação a frio deveriam considerar as necessidades da deformação a frio sob os dois aspectos: aptidão (severidade da deformação) para conformação e facilidade (menor desgaste de matrizes e menor energia para a conformação) de conformação a frio.

- As tentativas de correlações entre estruturas esferoidizadas e características mecânicas devem ser feitas de preferência através de parâmetros quantitativos desta estrutura, como nº de partículas por área, distribuição de frequência do fator de forma das partículas, tamanho médio, grau de dispersividade na matriz, fração volumétrica de cementita esferoidal, entre outros parâmetros que possibilitariam maior grau de representatividade nos resultados, e melhor conhecimento dos efeitos das variáveis que afetam o processo de esferoidização sobre os referidos parâmetros quantitativos e conseqüentemente sobre as características mecânicas do material.

6 - AGRADECIMENTO

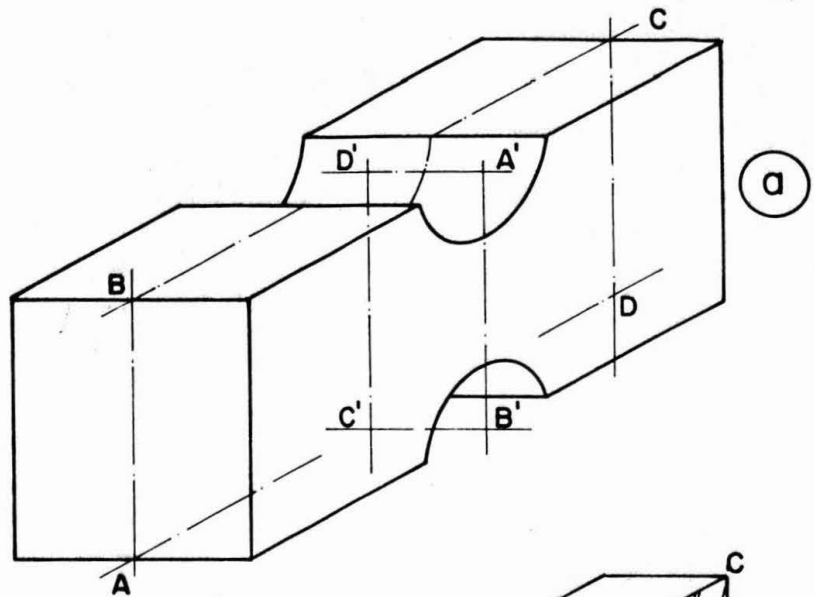
À CSBM pela oportunidade concedida de realização e divulgação deste estudo, ao prof. J. Pokorny do CESSID pelas facilidades concedidas na execução da parte A, e ao Sr. Jesse Monteiro de Oliveira pelo auxílio prestado na parte metalográfica e fotográfica e a todos aqueles que, direta ou indireta

mente colaboraram na elaboração deste trabalho.

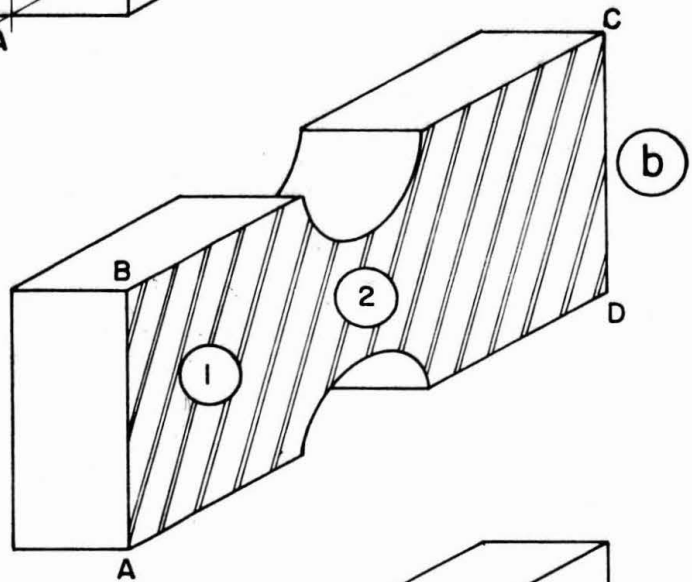
7 - BIBLIOGRAFIA

- 1 - NAMDAR, R. - Structures Susceptibles d'améliorer l'aptitude au formage a froid des aciers. Etude de la globulisation. IRSID- RE 257 - 1974.
- 2 - POMP. A. - The manufacture and properties of Steel Wire - The Wire Industry Ltd - 1954.
- 3 - LAKHTIN, I. - Metalographie et Traitements termiques des métaux - Editions MIR - 1971.
- 4 - GROSSMAN, M. A e BAIN, E. C. - Princípios de tratamento térmico - Ed. Blume - 1972.
- 5 - THELNING, K. E. - Steel and its heat treatment - Butterworths - 1975.
- 6 - COLPAERT, H. - Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns.
- 7 - PASCUAL, J. - Técnica e prática del tratamiento termico de los metales ferreos - Ed. Blume - 1970.
- 8 - LUPTON, D. F. e WARRINGTON, D. H. - The influence of deformation on the spheroidisation and coarsening of pearlite - Metal Science Journal, vol. 6, pg. 200, 1972.
- 9 - GOODCHILD, D. - Spheroidisation of pearlite in a cold deformed medium carbon steel. Scandinavian Journal of Metallurgy - 1 - 1972 - pg.235.
- 10- BOTTREL COUTINHO, C. A., PINHEIRO P. e GEBER L. P. - Aceleração do processo de esferoidização do aço perlítico por deformação a frio. XXXIII Congresso ABM - RJ - julho/1978.
- 11- COELHO, A. R. Z., MAGNAVACCA E. H. e SOUZA LIMA D. N. - Recozimento de arames de aço-carbono. Simpósio COEMA - Volta Redonda - set/1976.
- 12- MATHON M. P. - Malleabilisation des aciers pour formage a froid - Formage Materiaux nº 5 - junho - 1970.
- 13- LAFOND C., MOLIEXE F., NAMDAR R. e SANZ G. - Contribution a l'étude de la caracterisation des aciers globulisés pour formage a froid. Traitement thermique - nº 117 - Ag - set. 1977.
- 14- CROIZIER B. - Forge a Froid - Société Générale de forgeage e décolletage St. Etienne - 1978.
- 15- CETLIN P. R., PEREIRA DA SILVA P. S. - Análise de Fraturas - ABM -pg. 57.
- 16- MAZERON P. R. F., TARGA C. A. - Recozimento de um aço de médio carbono - Influência da deformação a frio. XXXII Congresso ABM - SP - julho 1977.

CORPO DE PROVA



CORTE LONGITUDINAL
PASSANDO POR "ABCD"



CORTE TRANSVERSAL
PASSANDO POR A'B'C'D'

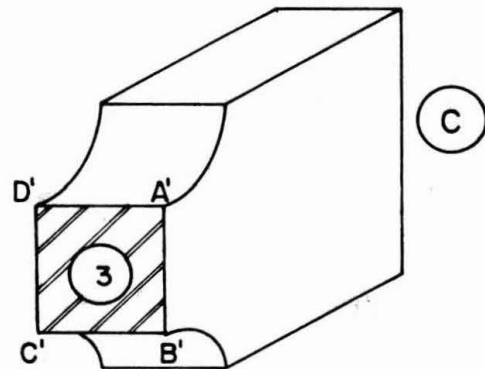


Fig. 1

- (a) DEFORMAÇÃO REALIZADA NO CORPO DE PROVA. A REDUÇÃO MÁXIMA NA ÁREA CORRESPONDE À SECCÃO TRANSVERSAL A'B'C'D' (CERCA DE 43%)
- (b) PLANO TOMADO PARA ESTUDO, APOS O PRIMEIRO CORTE. NAS REGIÕES (1) = NÃO ENCRUADA, E (2) = ENCRUAMENTO MÁXIMO, FORAM FEITAS DETERMINAÇÕES DE DUREZA.
- (c) SECCÃO TRANSVERSAL (SEGUNDO CORTE) ONDE FORAM ANALIZADOS OS PARÂMETROS METALOGRAFICOS E FEITAS AS FOTOS DA REGIÃO DE ENCRUAMENTO MÁXIMO

		Estrutura Inicial		Estrutura Inicial	
		Normalizada (Região 1)		Encruada (Região 2)	
Temperatura de Encharque (°C)	700				
	725				
	750				
		1 h	8 h	1 h	8 h
Tempo de Encharque					

Fig. 2 ; Estruturas obtidas em várias condições de tempo e temperatura, a partir das estruturas iniciais constantes na parte superior da figura. (x500)

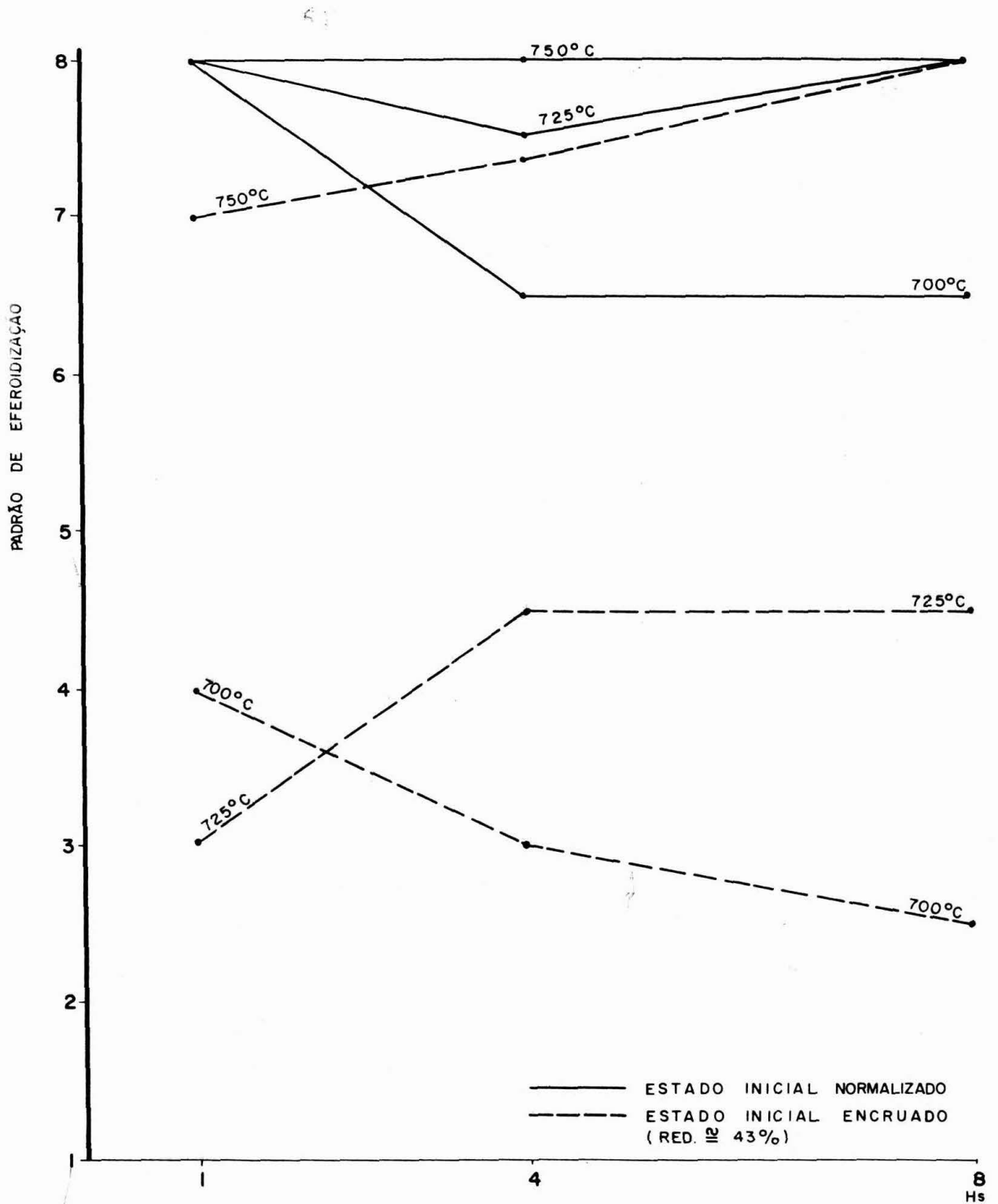


Fig. 3 INFLUÊNCIA DO TEMPO E TEMPERATURA DE ENCHARQUE NO GRAU DE ESFEROIDIZAÇÃO PARA ESTADO INICIAL NORMALIZADO (REGIÃO 1) E ENCRUADO (REGIÃO 3)

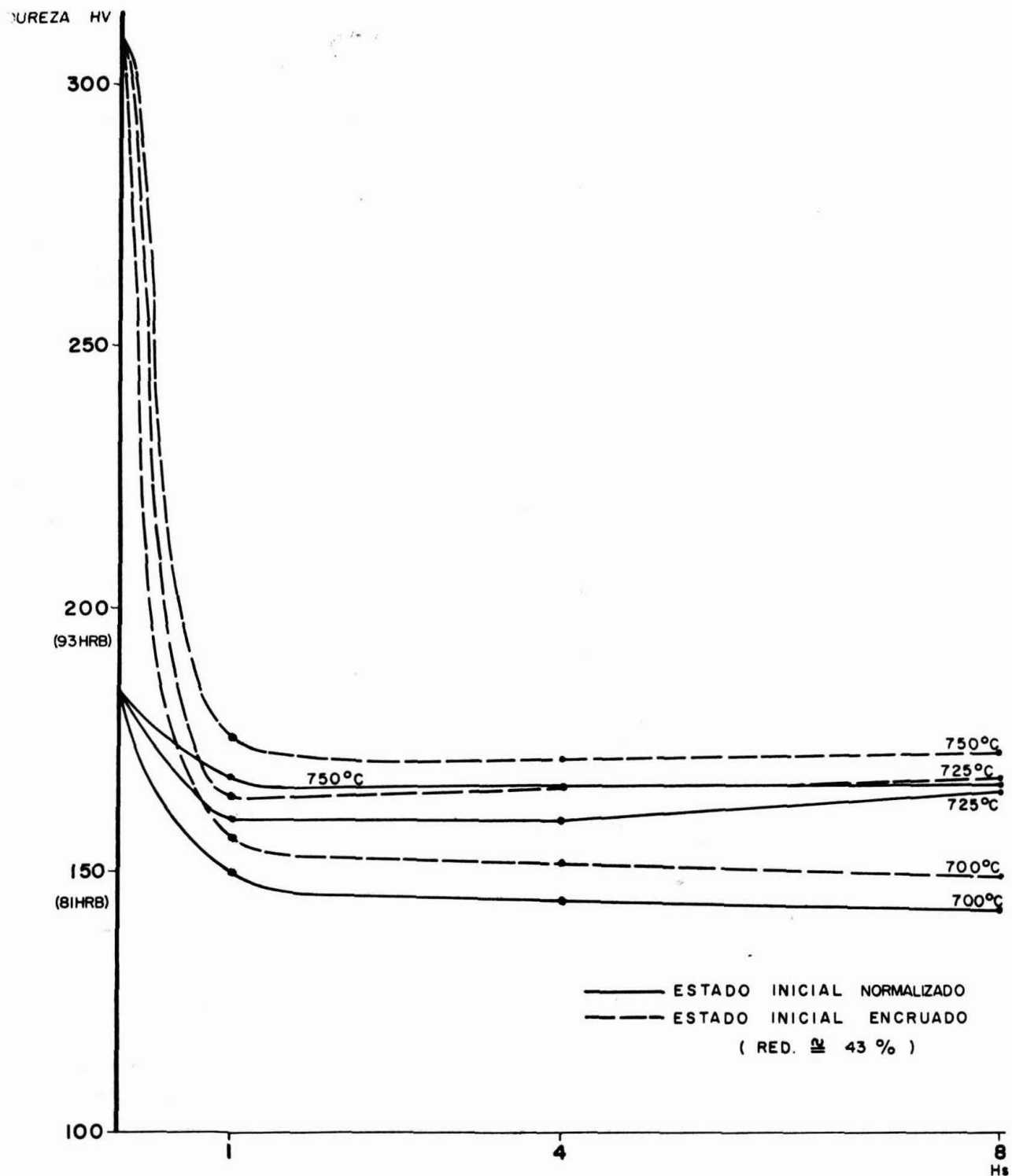
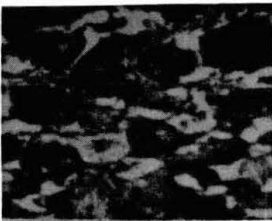
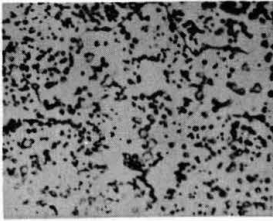
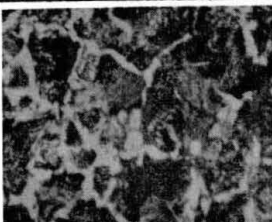
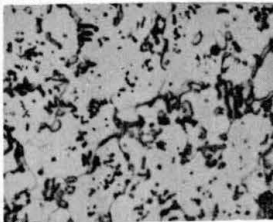

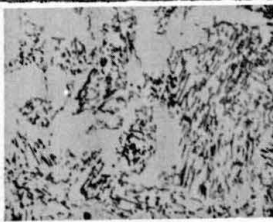

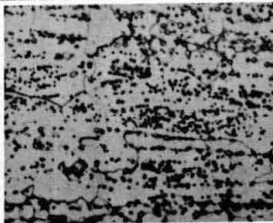


Fig. 4 INFLUÊNCIA DO TEMPO E TEMPERATURA DE ENCHARQUE NA DUREZA PARA O ESTADO INICIAL NORMALIZADO (REGIÃO 1) E ENCRUADO (REGIÃO 2)

DADOS INICIAIS				APÓS RECOZIMENTO DE ESFEROIDIZAÇÃO							
DIÂMETRO FIO-MÁQUINA (mm)	ESTRUTURA INICIAL NO ESTADO LAMINADO	ENCRUAMENTO (% REDUÇÃO DE ÁREA) ANTES DO RECOZIMENTO	DIÂMETRO EM QUE FOI RECOZIDO (mm)	MICROESTRUTURA ANTES DO RECOZIMENTO X 500	MICROESTRUTURA APÓS RECOZIMENTO X 500	L.R. kgf/mm ²	DUREZA HRB	ESTRIBICÇÃO %	ALONG. 10 x d %	L.E. kgf/mm ²	Nº TORÇÕES (100 x d)
5,50	% Ferrita proeutetóide: 17% % Perlita: 83%	33%	4,50			50	78	75	32	27	108
	% Perlita resolvida com 500 x: 10%	0	5,50			55	84	66	29	33	63
12,70	% Ferrita proeutetóide: 28% % Perlita: 72%	0	12,70			51	80	67	29	28	63
	% Perlita resolvida com 500 x: 20%	87%	4,50			54	83	75	34	37	93

Quadro I - Resultados de estrutura e características relativas à parte B do procedimento experimental.

ABSTRACT

Initially a bibliographic survey of the subject is done.

Two experiments are described, in which the main goal was to observe the influence of some factors on the spheroidisation structural aspects, and its relationship with the mechanical properties.

The reported results showed that the previous deformation furnishes a better spheroidised structure, but in some cases these structures are not softer than the not previous deformed ones.

Harder structures presented in some cases higher area reduction values in tensile, what means a better ability to cold forming. So, it is suggested the necessity of the consideration of two aspects in cold forming: Facility and ability to cold forming.

Finally, some comments are made about the difficulties of characterisation of spheroidised structures and it is also suggested the adoption of quantitative characterisation of some structural parameters, in case of research studies.