

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E CULTURA
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DA ENERGIA, METALURGIA
E MATERIAIS - PPGEEMM

INFLUÊNCIA DA CAREPA E DA DESCARBONETAÇÃO NA TEMPERABILIDADE DE
CHAPAS DE AÇO AO CARBONO (ABNT 1070)

POR
PLINIO CABRAL DE MELLO
ENGENHEIRO METALÚRGICO

Trabalho realizado no Departamento de Engenharia Metalúrgica da
Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Gradua
ção em Engenharia da Energia, Metalurgia e Materiais - PPGEEMM.

PORTO ALEGRE

1988

INFLUÊNCIA DA CAREPA E DA DESCARBONETAÇÃO NA TEMPERABILIDADE DE
CHAPAS DE AÇO AO CARBONO (ABNT 1070)

D I S S E R T A Ç Ã O

Apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia da Ener-
gia, Metalurgia e Materiais - PPGEEMM, como parte dos requisiti-
tos para a obtenção do título de

MESTRE EM ENGENHARIA METALÚRGICA

por

PLINIO CABRAL DE MELLO - ENGENHEIRO METALÚRGICO

1988

Esta DISSERTAÇÃO foi julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, Área de Concentração Metalurgia de Transformação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Arno Müller
Doutor
Depto de Metalurgia-PPGEMM/UFRGS

Banca Examinadora:

Prof. Ildon Guilherme Borchardt
Doutor
Depto de Metalurgia-PPGEMM/UFRGS

Prof. Iduvirges Lourdes Müller
Doutor
Depto de Metalurgia-PPGEMM/UFRGS

Prof. Paulo Furtado Mazon
Engenheiro
Aços Finos Piratini

Coordenador do PPGEMM
Prof. Adão Mautone
Doutor

R E S U M O

A carepa ou casca de óxido que se forma durante o aquecimento de aços comuns ao carbono têm influência significativa na velocidade de esfriamento, ou seja, na quantidade de calor extraída pelo meio em que se processa o resfriamento. É nosso intuito, mostrar o retardo na extração do calor em função de diversos graus de oxidação, obtidos pelo aquecimento em forno de mufla, sem atmosfera de proteção, de corpos de prova de chapas de aço comum ao carbono com 0,7% de carbono. A importância dessa influência se reflete na transformação de fases durante o resfriamento, que acarretam modificações microestruturais e que determinam as propriedades do material.

A B S T R A C T

During rolling or forging of heated steel parts, the scale formed during heating or soaking operations, play a very important role in the metallurgical structures obtained.

The oxide layer, an insulating material, acts as a thermal barrier, decreasing the cooling rate on the surface and inside of the forged or rolled parts.

So, compared with regions without scale, there will be a big variation on the physical properties, due to different metallurgical structures which appear during mechanical conformation.

This work, studied relationship between scale amount and physical properties obtained in SAE 1070 steel plates, normally used in the production of knives and scissors.

A G R A D E C I M E N T O S

A todos que de maneira direta ou indireta contribuíram para o êxito desse trabalho, os meus agradecimentos.

À

THEREZINHA, minha esposa

e à

JORGE, JAIME, JANICE e JOICE

meus filhos,

pelo estímulo recebido.

I N D I C E

RESUMO.....	pag. 4
ABSTRACT.....	pag. 5
1. INTRODUÇÃO.....	pag. 11
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	pag. 13
2.1-Esferoidização.....	pag. 29
2.2-Grafitização.....	pag. 31
2.3-Efeitos de precipitação e mudanças de fases....	pag. 32
2.4-Formação de fase sigma.....	pag. 35
2.5-Fragilidade de têmpera.....	pag. 36
2.6-Envelhecimento.....	pag. 36
2.7-Recristalização.....	pag. 37
2.8-Endurecimento por precipitação.....	pag. 39
2.9-Endurecimento por ordenação.....	pag. 40
2.10-Endurecimento por difusão.....	pag. 40
3. DESCRIÇÃO DO MATERIAL E EQUIPAMENTO UTILIZADO.....	pag. 48
3.1-Material.....	pag. 48
3.2-Confecção dos corpos de prova.....	pag. 49
3.3-Prensa hidráulica.....	pag. 49
3.4-Termopares.....	pag. 51
4. PROCESSAMENTO EXPERIMENTAL E RESULTADOS.....	pag. 53
4.1-Determinação experimental da curva de velocidade de oxidação em função do tempo.....	pag. 53
4.2-Conformação estática dos corpos de prova,oxidados na temperatura de 960 ^o C, em tempos determinados previamente.....	pag. 57
4.3-Ensaio de dureza.....	pag. 62
4.4-Análise metalográfica.....	pag. 64
5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS.....	pag. 70
6. CONCLUSÃO.....	pag. 74
7. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	pag. 75
8. APÊNDICE.....	pag. 76
9. BIBLIOGRAFIA.....	pag. 79
ÍNDICE DE FIGURAS, TABELAS E FOTOGRAFIAS.....	pag. 9

ÍNDICE DE FIGURAS, TABELAS E FOTOGRAFIAS.

- Figura 1 - Curvas de energia livre padrão de formação dos óxidos..... pag. 18
- Figura 2 - Diferentes formas no comportamento da oxidação em metais..... pag. 20
- Figura 3 - Diagrama de constituição Ferro-Oxigênio... pag. 22
- Figura 4 - Ferrita e perlita em aço hipoeutetóide.... pag. 30
- Figura 5 - Ferrita e carboneto esferoidizado..... pag. 31
- Figura 6 - Aço inoxidável austenítico com 18%Cr-8%Ni. pag. 34
- Figura 7 - Mesmo aço da figura anterior, após precipitação de carbonetos..... pag. 35
- Figura 8 - Formação de martensita durante o esfriamento de um aço com 0,75% de carbono..... pag. 43
- Figura 9 - Efeito do teor de carbono sobre as temperaturas de início e fim de formação da martensita..... pag. 44
- Figura 10 - Parâmetros de rede, na temperatura ambiente, para austenita e martensita..... pag. 45
- Figura 11 - Diagrama Fe-O, segundo Hansen e Anderko... pag. 47
- Figura 12 - Formatos dos corpos de prova utilizados nas experiências..... pag. 50
- Figura 13 - Esquema experimental punção-matriz, utilizado nas experiências..... pag. 51
- Figura 14 - Detalhe do rasgo para inserção de termopar nos corpos de prova usados nas experiências..... pag. 52
- Figura 15 - Espessamento da casca de óxido formada em função do tempo de aquecimento, dos corpos de prova de n^os 1 a 5..... pag. 55
- Figura 16 - Espessamento da casca de óxido formada em função do tempo de aquecimento, dos corpos de prova de n^os 6 a 10..... pag. 56

- Figura 17 - Espessura da casca de óxido formada no aquecimento a 960°C , em função do tempo.... pag. 57
- Figura 18 - Perfil da parte externa de uma película obtida por oxidação superficial do ferro a 950°C pag. 58
- Figura 19 - Curvas de resfriamento para três situações diferentes de tamanho de carepa..... pag. 60
- Figura 20 - Esquema representativo do equivalente elétrico da situação térmica criada pela formação da carepa..... pag. 61
- Figura 21 - Perfís de dureza Vickers das secções transversais de corpos de prova de aço ABNT 1070..... pag. 63
- Figura 22 - Fotomicrografia do corpo de prova nº1 (8 horas de permanência no forno). Aspecto da variação microestrutural da periferia para o núcleo, após a conformação..... pag. 66
- Figura 23 - Idem, para o corpo de prova nº3 (32 horas de permanência no forno)..... pag. 67
- Figura 24 - Idem, para o corpo de prova nº6 (72 horas de permanência no forno)..... pag. 68
- Figura 25 - Perfil de dureza Vickers para o aço ABNT 1070, após o resfriamento em condições normais de tratamento térmico..... pag. 71
- Figura 26 - Diagrama TTT adaptado do "Atlas of Isothermal Transformation Diagrams", para o aço ABNT 1070..... pag. 72
- Figura 27 - Aspecto esquemático do punção usado como ferramenta de conformação..... pag. 76

1. INTRODUÇÃO.

O trabalho de dissertação de Mestrado, iniciado com pesquisa sobre o efeito da conformação nas transformações de fases em chapas de aço de secção fina*, estava em fase de conclusão quando falha no equipamento de laboratório fez com que a peça que estava sendo aquecida no forno, aí permanecesse por um tempo excessivo. Na seqüência do operações notou-se grande divergência de resultados com os obtidos em experiência anteriores. Tal fato motivou uma pesquisa no assunto dando origem a idéia do presente trabalho, qual seja, a de examinar a influência dos diversos graus de oxidação em função do tempo de permanência no forno, sobre as características de transformação durante o resfriamento.

Para desenvolvimento desse trabalho tomou-se como base pesquisas anteriores desenvolvidas por Carvalho (3) e Frainer (15) que apresentam modelos matemáticos para extração de calor em barras cilíndricas e retangulares, oriundo de problemas surgidos em laminação.

Com fundamento em experiências sobre oxidação de ligas de ferro e de metais puros, amplamente divulgadas em bibliografia especializada, desenvolveu-se em laboratório a presente pesquisa, procurando correlacionar a velocidade de esfriamento durante o processo de conformação no qual se processa a extração de calor com o tamanho da casca de óxido formada durante o aquecimento da peça que será submetida a tal processo de conformação, tratando-se, portanto, de um processo de transformação de fases.

A graduação dos óxidos formados durante o aquecimento é objeto de constantes pesquisas para dirimir dúvidas quanto a

*Esta pesquisa iniciada com aplicação de cargas dinâmicas e depois, com cargas estáticas, consta do "APÊNDICE" desse trabalho.

problemas de cinética de reações, difusão de oxigênio e estabelecimento de parâmetros, mas de modo geral, todos concluem que a camada de óxido é constituída por uma mistura de óxidos tais como FeO , Fe_2O_3 e Fe_3O_4 , no caso do ferro, além de mistura desses com outros elementos, constituindo uma gama de óxidos complexos e cuja natureza não foi ainda suficientemente esclarecida.

A formação desses óxidos foi constatada nessa pesquisa, que em sua parte inicial constou do aquecimento de corpos de prova em forno de mufla, sem atmosfera de proteção, com o intuito de obter-se uma graduação de oxidação em função do tempo de permanência no forno, e na seqüência do trabalho, corpos de prova submetidos ao mesmo grau de oxidação, nas mesmas condições dos oxidados inicialmente, foram submetidos a uma conformação estática e analisado o seu resfriamento durante este processo de conformação, e após, através de análise metalográfica procurou-se correlacionar a transformação de fase com o grau de oxidação.

Para execução desse trabalho foi utilizado o aço comum ao carbono ABNT 1070, na forma de tiras com 90mm de largura e 3,5mm de espessura, e dessas tiras foram extraídos os corpos de prova para a realização das experiências.

Utilizando conceitos, fórmulas e leis já conhecidas dos processos de oxidação e de extração de calor, procurou-se estabelecer princípios que regem a velocidade de esfriamento em função do tamanho da casca de óxido formada no aquecimento e estabelecer o limite dessa oxidação com base nas transformações microestruturais para que o processo de conformação a que está submetida a peça, alcance os objetivos propostos.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

Para o desenvolvimento dessa pesquisa encontrou-se em bibliografia especializada uma revisão de conceitos e explicação para fenômenos constatados em experiências realizadas dando uma idéia das transformações que ocorrem durante o resfriamento modificadas pelo grau de oxidação e suas conseqüências nas propriedades do material.

A pesquisa constou de duas partes, a primeira relativa a oxidação e a segunda, a análise de transformações de fases no resfriamento.

Encontrou-se em vários autores, como Benard (1), Evans (10,11,12,13), Laque e Compson (23), Kubaschewski e Hopkins(21), e outros, relatos sobre a oxidação de metais e ligas, abordando assuntos relativos a concentração e difusão do oxigênio, cinética da formação dos óxidos, etc.

Várias teorias de oxidação são descritas, mas a que parece mais condizente com o que ocorre na prática é a teoria de oxidação de Wagner, descrita detalhadamente em Filipov (14).

Em Smalman (29) a melhor seqüência de assuntos para esta revisão bibliográfica foi encontrada, pois aborda aspectos e características da oxidação e seu comportamento ambiental.

É bastante restrito o uso de metais e ligas em temperaturas elevadas tendo em vista sua reação com o meio envolvente. A reação mais comum é a oxidação no ar, para formar óxidos e que consiste numa reação química entre a superfície seca do metal e um gás oxidante que irá formar um filme de óxido sólido sobre a superfície exposta.

Muitos estudos sobre a oxidação tem sido feitos com metais puros e segundo Smith (30) a formação da casca de óxido

no metal puro a uma temperatura constante é resultante de dois processos: a combinação química do oxigênio com o metal para formar um óxido ou óxidos e um processo de difusão interna do oxigênio através do metal num determinado tempo. Conforme a natureza do óxido formado a utilização de um ou de outro desses processos pode servir como fator de controle.

Segundo Benard (1), os primeiros estágios da oxidação do ferro no ar atmosférico em temperaturas compreendidas entre 800°C e 1000°C foram estudados detalhadamente e constatada a existência de um curto período de tempo em que a velocidade de fixação do oxigênio é constante, seguido de um período de transição, para então se verificar uma lei parabólica da velocidade de crescimento da casca de óxido. Formam-se três películas distintas de óxido: FeO , Fe_3O_4 e Fe_2O_3 , e com esta afirmação estão concordes todos os pesquisadores desse assunto. Na camada de FeO , ou seja, na camada mais interna e que fica junto ao metal base ocorre precipitação da magnetita (Fe_2O_3) comprovada por experiências de Paidassi (1:31) que constatou a formação desse precipitado somente no esfriamento ao ar através de uma decomposição eutetóide de fase do protóxido.

Experiências realizadas por Davies, Simnad e Paidassi (1:59) mostram que no mecanismo dos processos de oxidação o crescimento das camadas individuais é limitada a um processo de difusão e não por uma reação de interface. Os coeficientes de autodifusão dos três óxidos foram determinados por Himmel, Mehl e Birchenall (1:60), tornando possível o cálculo do crescimento dos três óxidos e a comparação destas velocidades com as obtidas experimentalmente.

Este fato em que a limitação das camadas se proces-

sa por difusão é descrita por Van Vlack (31) citando a ocorrência de difusão de oxigênio através da camada de óxido já formada, onde de uma maneira mais rápida há difusão do metal para fora em vista do íon metálico ser apreciavelmente menor do que o íon de oxigênio ($\text{Fe}^{2+} = 0,83\text{\AA}$; $\text{O}^{2-} = 1,32\text{\AA}$). Deste modo os íons do metal tem maior mobilidade e se difundem mais rapidamente para fora do que os íons de oxigênio em sentido contrário. As crostas formadas vão ficando saturadas de oxigênio dificultando a difusão do mesmo através destas crostas.

Como o aparecimento da crosta restringe o processo de oxidação, a velocidade de crescimento da camada não porosa é função inversa da espessura de camada

$$\frac{dx}{dt} = f\left(\frac{1}{x}\right) \quad \text{ou} \quad x^2 = kt$$

sendo x a espessura de camada, t o tempo e k a constante que depende da temperatura e dos coeficientes de difusão.

Se houver a formação de uma crosta porosa, há desvios da lei parabólica porque o oxigênio tem livre acesso à superfície do metal e a velocidade de oxidação diminui com o acúmulo de óxido.

Também ocorre desvios da lei parabólica se a camada de óxido formada não for aderente ao metal base havendo possibilidade de oxidação posterior.

Estes desvios da lei parabólica se verificam quando não há aderência da casca de óxido formada ao metal base e podem ser constatados experimentalmente.

A velocidade de oxidação pode então ser constante ou decrescer parabolicamente com o tempo. O tipo de oxidação linear geralmente ocorre quando o óxido tem menor volume especí-

fico que o metal e o tipo de oxidação parabólica ocorre quando a casca é aderente e tem volume específico igual ou maior que o metal subjacente (metal base)

Esta relação entre o volume específico do óxido e do metal base que determina o tipo de oxidação (velocidade de crescimento da casca de óxido) foi determinada primeiramente por Pilling e Bedworth (30:312)

Entre os metais que apresentam velocidade de oxidação linear estão o cálcio e o lítio. Metais como o cromo e o ferro formam cascas densas e aderentes.

O tipo de oxidação linear é devido ao pequeno volume específico do óxido e a casca formada oferece pequena resistência ao fluxo interno do oxigênio para a superfície do metal, A casca tem tendência a lascas e cair do metal.

O tipo de oxidação parabólica formando óxidos densos e aderentes, tem no processo de difusão o fator de controle, pois com o aumento de espessura do óxido aumenta a resistência à difusão do oxigênio para o interior assim como também aumenta a resistência à difusão do metal para o exterior. A relação parabólica resulta diretamente da teoria de difusão.

Geralmente os desvios da lei parabólica ocorrem nos primeiros estágios da oxidação quando o óxido é um tênue filme e a oxidação depende do processo químico de solução do oxigênio

Quando os desvios da lei parabólica ocorrem em estágios mais avançados da oxidação, é devido ao aparecimento de tensões interfaciais resultantes de diferença no volume específico do metal e do óxido, e pode ocorrer a quebra e o desprendimento da casca de óxido.

Quando a oxidação é de natureza parabólica a velocidade de oxidação, tal como ocorre com outros processos controlados por difusão, é de caráter exponencial e representado pela equação

$$k = Ae^{-Q/RT}$$

onde k é o coeficiente de difusão, T a temperatura, R a constante dos gases, A e Q são constantes.

A mudança de energia na formação do óxido é que faz com que a tendência para um metal oxidar ocorra da mesma maneira que em qualquer outra reação espontânea. Muitos metais oxidam rapidamente porque apresentam energia livre negativa para formação do óxido.

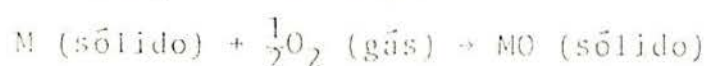
A energia livre liberada pela combinação de uma certa quantidade de agente oxidante com o metal é dada por ΔG_0 (energia livre padrão de reação) que está relacionada com o calor de reação padrão ΔH_0 e a variação de entropia ΔS_0 .

A variação de energia livre padrão em função da temperatura para óxidos metálicos pode ser vista na figura 1.

Observando o gráfico dessa figura, vemos no topo, os metais nobres que são facilmente reduzidos.

Os metais mais reativos encontram-se na parte inferior do diagrama e no entanto alguns desses metais resistem a oxidação em temperatura ambiente em vista da formação de um filme impermeável e contínuo de óxido coerente.

O valor numérico da energia livre padrão diminui com o aumento de temperatura, podendo ocorrer um decréscimo de entropia para a reação de oxidação:



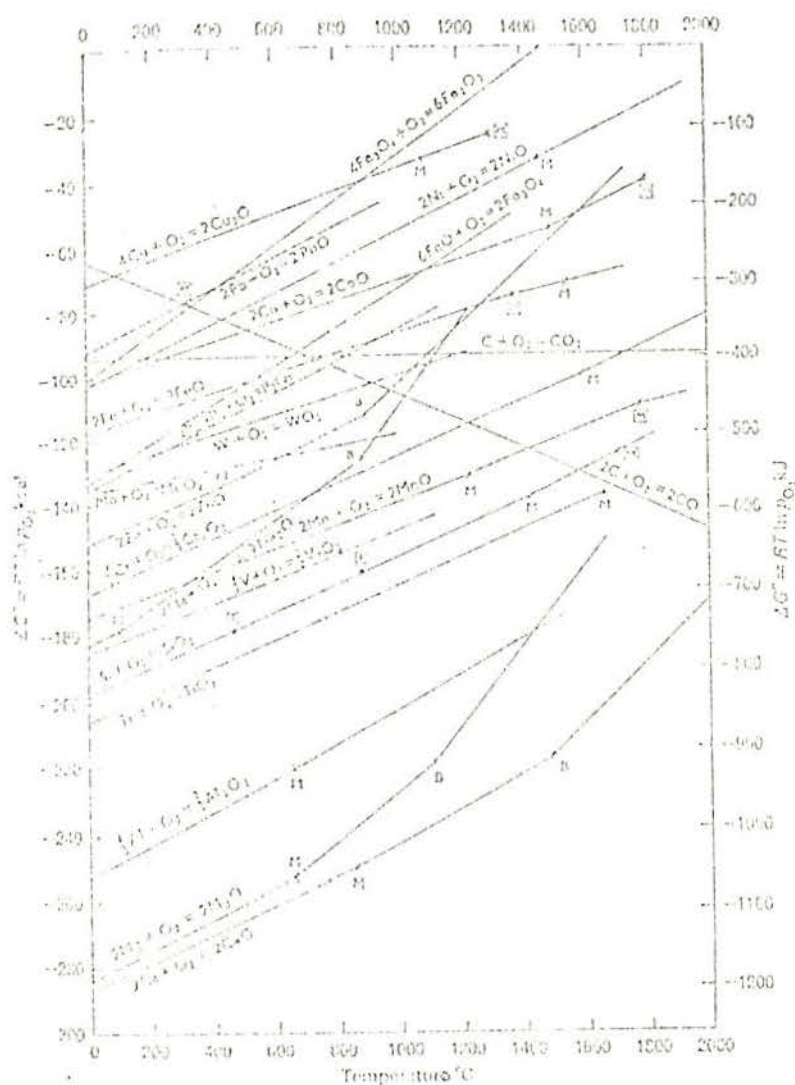


Figura 1 - Curvas de energia livre padrão de formação dos óxidos.

Fonte: BODSWORTH, C & BELL, H.B. (2:27)

Algumas alterações nas linhas do diagrama Energia livre versus Temperatura (fig.1) são devidas a mudança de entropia e alguma variação na inclinação é devida a mudança de estado. Devido a inclinação positiva de variação de energia livre versus temperatura para muitos óxidos, a variação de energia livre padrão tende a zero em qualquer temperatura elevada e

isso é conhecido como a temperatura de dissociação padrão quando o óxido está em equilíbrio com o elemento puro e oxigênio a uma atmosfera de pressão.

A temperatura é afetada pela pressão visto que a energia livre por mol de qualquer fase gasosa varia com a pressão P (atm) conforme a equação:

$$G(P) = G_o + RT \ln P$$

e tendo em vista que para fase sólida permanece inalterada, logo para a reação $M + \frac{1}{2}O_2 \rightarrow MO$ em P atm de oxigênio, para $\Delta G = 0$, temos:

$$\Delta G = \Delta G_o - RT \ln P_{O_2}, \quad \text{e deste modo:}$$

$$P_{O_2} = \exp(\Delta G_o/RT)$$

que é a pressão de dissociação, em equilíbrio, do óxido na temperatura T .

Se a pressão estiver abaixo desse valor o óxido se dissociará e se estiver acima o óxido será estável.

Os óxidos dos metais comuns apresentam baixas pressões de dissociação em temperaturas comuns de recozimento e por isso oxidam rapidamente na ausência de atmosferas redutoras.

O produto estável da reação é indicado pela variação de energia livre que no entanto não prevê a velocidade de formação desse produto.

No processo de oxidação, as primeiras moléculas de oxigênio são absorvidas pela superfície do metal.

Após a formação de pequena camada, o óxido é nucleado epitaxialmente sobre os grãos do metal base em lugares favoráveis, tais como deslocamentos de átomos de impurezas.

Segundo Cottrell (9) a nucleação do óxido, em locais

favoráveis da superfície, é lenta a baixas temperaturas devido a uma energia de ativação para nucleação. Os óxidos constituem um agregado de grãos e como tal apresentam fenômenos como recristalização crescimento de grãos e defeitos de reticulado análogos ao de um metal.

Se a camada do óxido for porosa o oxigênio é capaz de atravessá-la e continua a reagir na interface oxido-metal e mesmo que a camada não seja porosa a oxidação continua por um processo de difusão.

Se a oxidação tem lugar na superfície oxigênio-óxido, os íons metálicos e os elétrons difundem-se através do metal base.

Se a oxidação tiver lugar na interface metal-óxido, os íons de oxigênio difundem através do óxido e os elétrons em sentido contrário.

O crescimento da camada de óxido pode ser acompanhada com uma balança térmica em conjunção com técnicas metalográficas.

A velocidade com que se forma o filme de óxido em função da temperatura e do material, está mostrado na figura 2.

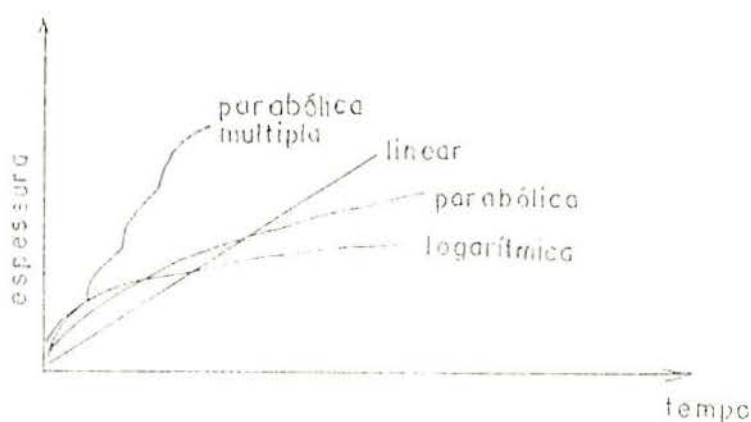


Figura 2 - Diferentes formas no comportamento da oxidação em metais.

Fonte: SMALLMAN, R.E. (29:518)

Em temperaturas baixas o crescimento da casca é função logarítmica $x \propto \sqrt{t}$ (cresce logaritmicamente com o tempo). Em temperaturas mais altas a oxidação em função do tempo se desenvolve de acordo com a lei parabólica. Nesse caso o crescimento é um processo de ativação térmica em que os íons passam através do filme de óxido por movimentos térmicos e a velocidade de migração desses íons depende da natureza do defeito estrutural no reticulado do óxido.

Grandes tensões, sejam de tração ou de compressão produzem o efeito de arranque que consiste na quebra e esboroamento do óxido protetor. Arranques sucessivos sobre uma camada fina pode impedir o crescimento parabólico e a oxidação assume velocidade aproximadamente linear.

Estas tensões no filme de óxido são determinadas pela relação de Pilling e Bedworth (29:519) através do volume molecular do óxido e volume atômico do metal formador do óxido. Se a relação for menor que a unidade o óxido formado não protege contra a oxidação posterior e se a relação for muito maior que a unidade o óxido é demais volumoso e pode tender ao esboroamento.

A casca de óxido apresenta várias camadas correspondentes às fases de solução sólida presentes no diagrama metal-oxigênio conforme a pressão de oxigênio existente. Nenhuma camada de duas fases será observada, exceto aquelas que podem formar-se durante o esfriamento, na temperatura de formação da casca de óxido (temperatura de carepação). Isso é ilustrado na figura 3.

A ilustração mostra uma porção do diagrama de equilíbrio ferro-oxigênio abaixo do qual está uma fotomicrografia mostrando em secção transversal as três camadas que se formam no

ferro acima de 550°C , e também está indicado o gradiente de concentração de oxigênio através de cada uma das camadas individuais de óxido bem como a mudança descontínua de concentração nas interfaces entre as camadas.

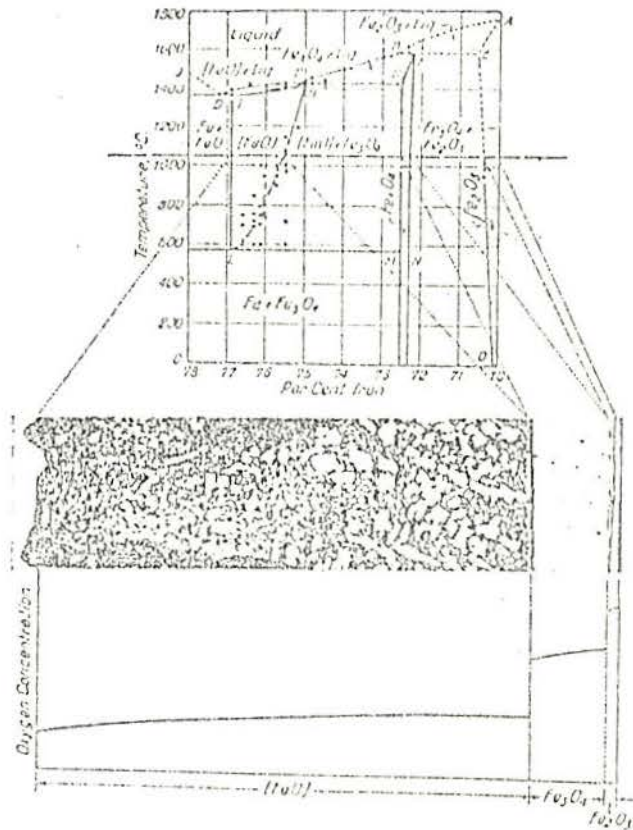


Figura 3 - Diagrama de constituição ferro-oxigênio, mostrando a relação entre as diversas camadas de óxido com as formas oxidadas do ferro. Também está indicado, esquematicamente, o decréscimo da concentração de oxigênio da superfície externa para a interior.

Fonte: SMITH, G.V. (30:314)

Próximo a superfície metálica está o óxido menos rico em oxigênio, o FeO , enquanto que mais afastado do metal está o mais rico em oxigênio, que é o Fe_2O_3 , e entre estas duas superfícies está o óxido intermediário, o Fe_3O_4 .

Abaixo de 550°C ocorrerá apenas duas camadas de óxidos visto que o FeO não existe nesta faixa de temperaturas.

A natureza das camadas depende também da pressão de oxigênio que se, por exemplo, for suficientemente baixa, poderá desaparecer a camada mais rica em oxigênio.

A estrutura dos óxidos, assim como a dos metais, contém defeitos pontuais em temperaturas acima do zero absoluto.

Os defeitos que podem formar-se são vacâncias de cátions ou vacâncias de ânions e que de maneira geral podemos designar como interstícios (de cátions ou de ânions).

Dentre as diversas teorias sobre o processo de oxidação em temperaturas elevadas, a teoria de oxidação de Wagner (29:520) explica o espessamento do filme de óxido que cresce de acordo com a lei de velocidade parabólica.

Os defeitos pontuais presentes nos óxidos difundem-se sob a ação de um gradiente de concentração constante. Os defeitos são eliminados numa das interfaces e provocam uma nova situação no reticulado a ser formado. A migração dos defeitos intersticiais é acompanhada pela migração de elétrons e para aumentar o filme de óxido é razoável supor que as concentrações das duas espécies migratórias são constantes nas duas superfícies, isto é, óxido-gás e óxido-metal, governadas pelo equilíbrio termodinâmico local.

Desta maneira há uma diferença constante de concentração Δc através do óxido e a velocidade de transporte por unidade de área será

$$\frac{D\Delta c}{x}$$

onde D é o coeficiente de difusão e x a espessura do filme.

A velocidade de crescimento é

$$\frac{dx}{dt} \propto D \left(\frac{\Delta c}{x} \right)$$

e o filme aumenta parabolicamente de acordo com a relação

$$x^2 = kt$$

onde k é uma constante que envolve diversos parâmetros estruturais.

Wagner (29:521) mostrou que o processo de oxidação pode ser igualado a uma corrente iônica mais uma corrente eletrônica e obter-se uma equação de velocidade para oxidação em equivalentes/cm².s envolvendo o número de transporte de ânions e elétrons respectivamente, a condutividade do óxido, os potenciais químicos dos íons difundidos nas interfaces e espessura do filme de óxido.

Em baixas temperaturas a formação de filmes de óxido pouco espessos obedece a lei do crescimento logarítmico e para que isto ocorra devemos levar em conta a teoria de Wagner modificada por Cabrera e Mott (29:521).

A teoria de Wagner (29:521) só é aplicada quando as concentrações de defeitos pontuais e elétrons são iguais dum extremo ao outro do filme. A medida que a carepa aumenta conforme a lei parabólica, as tensões resultantes na interface crescem, e eventualmente, a camada de óxido é rompida, seja por fratura paralela à interface, seja por cisalhamento ou seja por fratura de tração através da camada. Se o processo de fratura da carepa não ocorrer ao mesmo tempo sobre toda a superfície da amostra, a velocidade de oxidação nestas regiões, aumenta até que ocorra nova fratura devida ao desenvolvimento de tensões e a natureza parabólica da velocidade não será verificada, observando-se uma

lei aproximadamente linear para velocidade de oxidação.

A teoria da oxidação de Wagner (29:522) e sua dependência com defeitos estruturais tem sido feliz na explanação do comportamento do óxido, em vários aspectos, notadamente os efeitos de pequenas adições de liga e variações na pressão de oxigênio.

O gradiente de defeitos ao longo da camada de óxido, é praticamente independente da pressão de oxigênio e tendo em vista que este gradiente efetivamente determina a velocidade de oxidação, então a velocidade é independente da pressão de oxigênio. Isto foi determinado experimentalmente para servir de exemplo, para espessuras de óxido na região de Wagner (29:523). O efeito de pequenas adições de liga tem sua influência explicada por Wagner-Hauffe (29:523) em função da valência do elemento adicionado que poderá diminuir ou aumentar a velocidade de oxidação.

Os deslocamentos de vacâncias no metal crescem por ascensão como resultado da produção de vacâncias por oxidação. O defeito difunde-se através do óxido e é eliminado na interface óxido-metal. A adição de elementos de liga conforme Wagner-Hauffe (29:525) é um meio pelo qual pode ser mudada a velocidade de oxidação visando um aumento de resistência à oxidação.

Aqueles elementos de liga que são fortes formadores de óxido e originam seus próprios óxidos, preferentemente na superfície do metal, podem ser adicionados. Temos como exemplo o cromo, que forma uma película de óxido, protetora, em vários metais tais como o ferro e o níquel, mas é nocivo ao titânio pois forma com este um óxido com defeito.

Entre ligas resistentes à oxidação as melhores são os aços inoxidáveis, que são basicamente ligas ferro-cromo.

Quando o ferro é aquecido acima de 570°C há formação

de três camadas, como já foi visto, a Wustita, FeO , junto ao metal base seguida da magnetita, Fe_3O_4 , e na parte mais externa a Hematita, Fe_2O_3 . Quando o cromo é adicionado em baixas concentrações forma um óxido complexo de ferro e cromo, porém uma adição mínima de 12% de cromo é necessária para que se forme uma camada interna de Cr_2O_3 por baixo de uma fina camada de Fe_2O_3 .

Aços resistentes ao calor para emprego em temperaturas elevadas, acima de 1000°C , por exemplo, usualmente contem 18% de cromo ou mais e aços inoxidáveis austeníticos, 18% de cromo e 8% de níquel.

Em ligas para trabalho a altas temperaturas a estabilidade superficial é importante pois pode ser afetada por oxidação ou corrosão, principalmente quando as características de resistência determinam a tensão que a liga é capaz de suportar. Segundo Clark (5:30) a diferença entre oxidação e corrosão não é bem exata (não está muito bem definida) e muitas vezes os termos são usados indistintamente. De modo geral a oxidação implica que o oxigênio é o principal responsável pelo ataque, enquanto que na corrosão o ataque é principalmente devido a outros meios tais como os compostos de enxôfre.

A oxidação ou corrosão pode ser de três tipos: geral, por pontos (pitting) e intergranular. No ataque geral a superfície exposta é inteiramente oxidada ou corroida de maneira uniforme. No ataque por pontos, pitting, o mecanismo de corrosão é confinado a pequenas áreas em separado. Na corrosão intergranular, o ataque se processa para dentro, no interior ou no contorno do grão.

Se a oxidação esperada for severa, então uma liga com alta resistência à oxidação deve ser selecionada e os resul-

tados obtidos em testes de laboratório servem como um bom guia a este respeito. Em certas aplicações deseja-se a formação de uma casca de óxido, mas é necessário, no entanto, selecionar uma liga capaz de produzir sobre a superfície o tipo e a quantidade de casca de óxido para determinadas condições de aplicação. A camada de óxido deve ser fina, densa, contínua e aderente.

Tendo sido já abordado nesta revisão bibliográfica os aspectos característicos da oxidação, nos interessa também conhecer os efeitos devidos a esta oxidação mormente nas propriedades e isto está relacionado diretamente com as transformações microestruturais.

Com este objetivo, abordamos alguns aspectos que ocorrem quando os metais ou ligas estão sujeitos a ação de altas temperaturas, nas condições de serviço e em seqüência alguns aspectos relacionados com a transformação de fases durante o resfriamento.

Durante o serviço em altas temperaturas dois tipos de fenômenos afetam o comportamento dos metais e devem ser levados em conta na escolha dos metais para determinadas aplicações.

O primeiro destes fenômenos é um ataque corrosivo sobre o envoltório superficial do metal, as vezes denominado de instabilidade superficial que resulta na oxidação ou perda efetiva de metal por algum outro meio. Esta perda efetiva do metal resulta num aumento de tensão residual no metal. Em alguns casos o ataque ocorre preferentemente no contorno de grão dando origem ao ataque intergranular, outras vezes em partes isoladas provocando o ataque por pitting ou ainda o ataque pode ser verificado sobre toda a superfície exposta determinando o ataque ge

ral. Deste modo nenhuma estrutura pode ser considerada como inteiramente estável, especialmente em temperaturas elevadas onde seria desejável estruturas que apresentassem pequenas modificações toleradas pelas condições de operação.

A falta de estabilidade estrutural geralmente é provocada pela precipitação de carbonetos, esferoidização, grafitização, formação de fase sigma, fragilidade de têmpera e transformação estrutural.

Sob este aspecto de modificações microestruturais está grupada a outra classe de fenômenos que afetam o comportamento dos metais em temperaturas elevadas.

Estruturas de engenharia usadas em serviços prolongados em temperaturas elevadas são projetadas seguindo especificações de segurança determinadas por normas técnicas, e podemos aqui citar como exemplo a tensão admissível.

Estas propriedades são determinadas geralmente através de testes de curta duração o que não condiz com as condições de operação.

Da mesma maneira como ocorre para temperaturas ordinárias, a resistência do metal em temperaturas elevadas também depende de sua microestrutura. Com algumas notáveis exceções como envelhecimento, deformação e fenômenos de precipitação, normalmente os metais não sofrem modificações de microestrutura em temperaturas ordinárias, mas em altas temperaturas ocorrem estas mudanças microestruturais.

Visto que estas mudanças são perfeitamente controladas por difusão elas dependem da temperatura e do tempo e são influenciadas por outros fatores como por exemplo a resistência à deformação (tensão).

Como as mudanças que ocorrem em temperaturas elevadas são nocivas à resistência, deve-se ter conhecimento e precaver-se desse fato na execução do projeto.

Ao longo dos anos tem sido acumulados conhecimentos relativos às propriedades de várias ligas usadas em serviço a temperaturas elevadas, mas pouco é sabido de como estas propriedades mudam durante o uso.

Com o intuito de avaliar e interpretar cada informação desta espécie as diversas mudanças que ocorrem tem sido classificadas arbitrariamente em : 1) esferoidização de carbonetos, 2) grafitização de carbonetos, 3) efeitos de precipitação e mudança de fase, 4) formação de fase sigma, 5) fragilidade de tempera, 6) envelhecimento, 7) recristalização.

As mudanças devidas aos dois primeiros, esferoidização e grafitização são aplicadas somente a certos tipos de aço, mas a grande maioria de ligas usadas em serviço a altas temperaturas cai dentro dessa categoria.

2.1-Esferoidização.

É uma mudança estrutural que pode ocorrer nos aços se o tratamento térmico inicial produziu perlita lamelar.

Aços de baixa liga para serviço em temperaturas elevadas geralmente são empregados no estado recozido ou normalizado e nessas condições a sua microestrutura apresenta perlita lamelar que é um agregado eutetóide de ferrita (ferro alfa + carbono) e cementita (carboneto de ferro, Fe_3C). Geralmente os aços utilizados são hipocutetóides, isto é, são constituídos desse agregado eutetóide (perlita) e ferrita próeutetóide como pode ser visto na figura 4.

Quando sujeito à temperatura durante o serviço, a es-

trutura do agregado tende a mudar dependendo da temperatura a que está sujeito e do tempo, de sua forma lamelar inicial para uma forma mais estável na qual o carboneto está disperso de uma maneira globular como pode ser visto na figura 5.



Figura 4 - Ferrita e perlita em aço hipoeutetóide;
x 1000
Fonte: SMITH, G.V. (30:322)

Num primeiro estágio a perlita é transformada para uma condição comumente descrita como granular ou perlita sorbítica. As partículas de carboneto crescem em tamanho e migram e se existirem condições favoráveis a migração para os contornos de grão pode ser praticamente completa.

Um certo nível de energia é necessário para a difusão do carbono que é um dos requisitos para esferoidização e a fonte dessa energia é a temperatura.

No caso em que o aço de baixa liga é usado num estado diferente do normalizado ou recozido, ou seja, num estado temperado e revenido a microestrutura, neste caso, no começo do serviço, já é constituída por carbonetos que estão distribuídos na

forma de glóbulos semelhantes, mas menores que os da figura 5. O produto final de longo serviço tende ser o mesmo em ambos os casos; os pequenos glóbulos do tratamento de têmpera e revenido tendem a aglomeração.

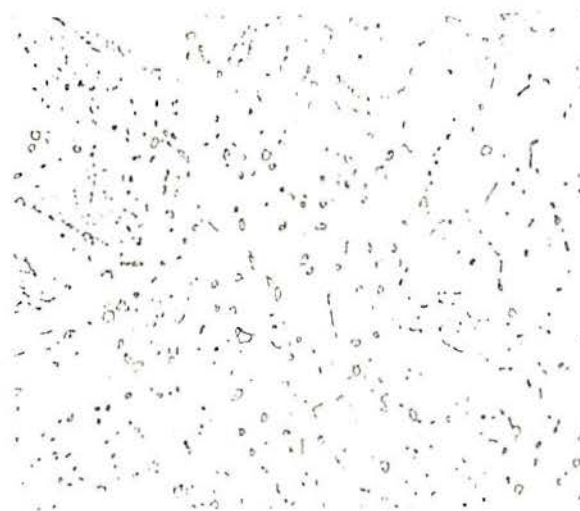


Figura 5 - Ferrita e carboneto esferoidizado
x 1000.

Fonte: SMITH, G.V. (30:323)

Quando elementos de liga estão presentes no aço mudanças na composição e natureza dos carbonetos podem ocorrer concomitantemente com a esferoidização visto que o carboneto pode já não ser considerado como simplesmente o carboneto de ferro, Fe_3C como nos aços comuns ao carbono.

2.2.-Grafitização.

O outro tipo principal de mudança microestrutural que ocorre no aço é a decomposição de carbono metaestável em grafita. O primeiro caso constatado foi num aço com 0,5% de molibdênio usado numa tubulação de vapor operando em torno de $510^{\circ}C$. Esta tubulação era de construção soldada e a precipitação de gra-

fita ocorreu na área afetada por solda. Desde então pesquisas tem sido feitas e especificações normativas dispensam restrições visto que aços normais ocasionalmente grafitizam, no entanto é bastante difícil produzir um aço estritamente normal quando não é usado alumínio na desoxidação.

Um meio proposto para evitar a grafitização é a adição de cromo em teores de 0,5 a 1,0%. Junto com a adição de cromo é desejável que a quantidade de alumínio para desoxidação não seja maior do que o necessário.

2.3-Efeitos de precipitação e mudanças de fases.

Há quatro maneiras gerais de aumentar a resistência de um metal:

- 1) por reforço de solução sólida
- 2) pela formação de uma fase adicional ou fases
- 3) pelo desenvolvimento de um precipitado finamente disperso
- 4) por deformação.

Os três primeiros métodos tem sido amplamente empregados para melhoria de resistência em serviço sob fluência, mas o último tem aplicações muito limitadas.

A ação dos elementos de liga na melhoria de resistência já é de nosso conhecimento; embora não seja amplamente conhecida a influência dos elementos de liga na resistência à fluência, sabe-se que efeitos de endurecimento por precipitação são desejados nesse tipo de solicitação.

Efeitos de precipitação e outras mudanças de fases serão discutidos como ocorrem em serviço.

Quando ligas austeníticas Cr-Ni-Fe são aquecidas na

faixa de temperaturas compreendidas entre 450°C e 860°C depois de terem sido inicialmente resfriadas rapidamente de altas temperaturas, ocorre a precipitação de carbonetos ou sensitização. O carboneto que precipita é rico em cromo conforme teoria aceita universalmente e então resulta um decréscimo desse elemento na matriz imediata adjacente. Se as condições de tempo e temperatura são apropriadas, esta deficiência é reparada pela difusão do cromo para a circunvizinhança da matriz. Entretanto, se isto não ocorre, a porção adjacente da matriz desprovida de carbonetos está sujeita ao ataque corrosivo.

Se o precipitado estiver distribuído desordenadamente não haverá conseqüências sérias desde que o aço contenha baixo teor de carbono. Tendo em vista que a maneira usual de precipitação é no contorno de grão e com locação limitada, há carboneto suficiente (e então presumivelmente áreas localizadas nas vizinhanças do contorno desprovidas de cromo) para promover uma trajetória contínua ou semi-contínua; então o fenômeno da corrosão intergranular e fragilização ocorrem.

As figuras 6 e 7 ilustram as características desses fenômenos.

Há vários meios de atenuar a precipitação de carbonetos:

- pela prevenção de permanência temporária na faixa de temperatura suscetível ao fenômeno;
- pelo abaixamento do teor de carbono para um valor suficientemente baixo, 0,03% ou menos, de tal modo que este elemento é completamente solúvel na austenita em toda a faixa de temperatura;
- pela precipitação de carboneto em temperatura sufi-

cientemente elevada ($815^{\circ}\text{C} - 870^{\circ}$) tal que o vazio em cromo deixado pelas partículas de carboneto seja repostado por difusão. Este tratamento é denominado de estabilização;

- pela adição de elementos como titânio ou columbio, que devido a sua grande afinidade pelo carbono efetivamente ligam-se ao carbono. Este procedimento também é chamado de estabilização e usado comumente quando o serviço requer aquecimento na faixa de temperatura de sensitização;
- pelo trabalho a frio do metal para precipitar primeiramente os carbonetos que neste caso ficarão distribuídos mais desordenadamente.

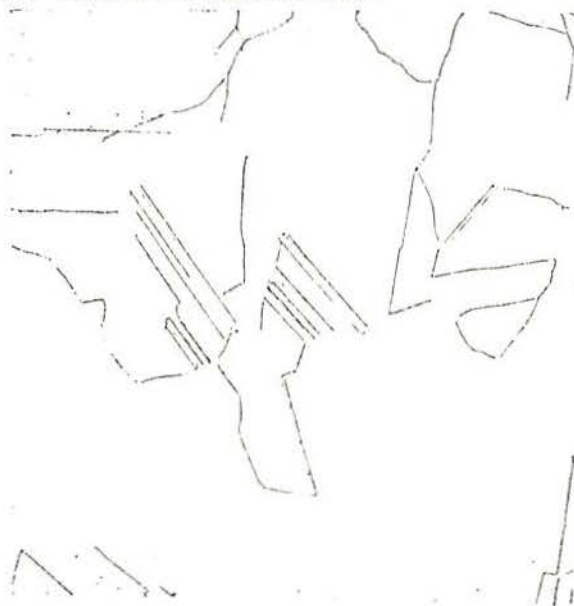


Figura 6 - Aço inoxidável austenítico com 18%Cr-8%Ni, mostrando a isenção de carbonetos precipitados; x 1000.

Fonte: SMITH, G.V. (30:332)



Figura 7 - Mesmo aço da fig.6 após a precipitação de carbonetos, principalmente junto aos contornos de grão; x 1000.

Fonte: SMITH, G.V. (30332)

2.4-Formação de fase sigma.

Esta fase foi observada primeiramente em aço alto cromo e foi suposta consistir de um composto complexo de ferro e cromo.

Mais recentemente este mesmo termo tem sido usado para aços austeníticos e nestes casos acredita-se ser uma fase complexa de carbonetos, variando sua composição conforme a análise da liga de que é formada.

Se o aço austenítico é imprópriamente balanceado com os elementos formadores de austenita e de ferrita então a fase sigma se forma sem demora, e pode ser eliminada através de um tratamento de solubilização a alta temperatura.

A fase sigma pode se formar em aços inteiramente austeníticos mas sua velocidade de formação é geralmente lenta.

A presença da fase sigma torna o aço extremamente frágil a temperatura ambiente e diminui a capacidade de suportar carga em temperatura elevada.

2.5-Fragilidade de têmpera.

Fragilidade de têmpera é uma fragilidade que ocorre em alguns aços de baixa e média liga durante o revenido ou esfriamento lento de revenido numa faixa de temperatura particular que depende da composição do aço. A fragilidade é detectada somente em testes de impacto ao entalhe em temperatura ambiente ou baixas temperaturas e nunca em temperaturas elevadas e não afeta outras propriedades mecânicas do material. A fragilidade é geralmente atribuída a um fenômeno de precipitação, mas não há uma concordância substancial entre metalurgistas quanto a natureza da reação de precipitação.

2.6-Envelhecimento.

Envelhecimento é um fenômeno que ocorre em aços com baixo teor de carbono e algumas ligas não ferrosas em que um aumento na resistência e uma perda na ductilidade e nenhuma tenacidade é encontrada no envelhecimento após deformação plástica. Então o aço de baixo carbono que foi deformado plasticamente ganhará em resistência e perderá em tenacidade se permitido pelo envelhecimento. O tempo necessário é de vários dias a temperatura ambiente mas na temperatura de ebulição da água um período de poucas horas é suficiente.

A temperatura ideal fica compreendida entre 200°C e 315°C, faixa de fragilidade ao azul que corresponde ao máximo de tensão a quente no ensaio comum de tração. Em contraste com

a fragilidade de têmpera, a mudança de propriedades resultantes do envelhecimento são evidentes tanto nas temperaturas de envelhecimento como a baixas temperaturas. Este efeito é de grande importância comercial em alguns ramos da metalurgia, mas é de importância limitada no uso do aço em temperaturas elevadas, exceto na fabricação para determinados usos. É de alguma importância em temperaturas relativamente baixas que exigem a utilização do aço de baixo carbono ou outro aço de baixa liga suscetível ao envelhecimento, onde mudanças térmicas produzem deformações na temperatura de operação na faixa de 315°C a 430°C e conforme os resultados do envelhecimento.

A sensibilidade ao envelhecimento é reduzida pela normalização, se comparada com a condição de tal como é laminação mais particularmente por desoxidação completa, como, por exemplo, com uma quantidade relativamente grande de alumínio. O alumínio presumivelmente age de duas maneiras: na redução do tamanho do grão e pela eliminação ou redução de elementos responsáveis pelo envelhecimento entre os quais encontram-se o nitrogênio, o oxigênio e o carbono.

2.7-Recristalização.

Quando um metal trabalhado a frio é aquecido ocorre a recristalização. Este termo descreve a formação e crescimento de novos grãos geralmente axiais e não alterados as costas dos grãos originais encruados e alterados. A velocidade com que a recristalização ocorre depende do grau de deformação, tempo e temperatura. Com deformação crescente o processo ocorre a temperatura mais baixa ou em menor tempo.

A formação desses novos grãos é acompanhada por alte-

ções nas propriedades físicas e mecânicas. É conveniente lembrar que o processo de recristalização representa um retorno às propriedades anteriores à deformação a frio com respeito às propriedades mecânicas, isto acarreta um decréscimo na resistência e um aumento na ductilidade.

Quando a deformação necessária à recristalização ocorre em alta temperatura, quase a mesma espécie de comportamento como o descrito para a deformação a frio deve ocorrer e é possível imaginar um valor limite de deformação para um determinado metal, temperatura e tempo, que quando excedidos resultará em recristalização.

Pelo que já foi exposto, no projeto de uma peça (elemento estrutural) que vai operar um longo tempo em temperatura elevada, deve ser levado em conta uma série de características tais como, resistência à carepação ou outro ataque corrosivo, módulo de elasticidade, capacidade de amortecimento, expansão térmica e condutividade térmica. Mudanças estruturais durante o serviço com conseqüente mudança na resistência e possível fragilização devem ser também observados.

Com base nessa revisão bibliográfica, desenvolveu-se em laboratório uma pesquisa utilizando chapa de aço comum ao carbono ABNT 1070 na forma de tiras com 3,5mm de espessura e 90mm de largura e das quais foram extraídos os corpos de prova para um estudo da influência que a casca de óxido formada no aquecimento exerce no resfriamento desses corpos de prova e suas conseqüências nas propriedades do material tendo em vista as transformações microestruturais, principalmente quando submetido a processos de conformação.

Para melhor compreender este mecanismo é que procurou

se em bibliografia e aqui relatado alguns aspectos relacionados com a transformação de fases no estado sólido durante o resfriamento.

Com êsse objetivo foram consultados vários autores que aboradam como mudanças internas alteram de maneira significativa as propriedades e sendo por isso consideradas como uma das características de maior interesse e importância das ligas metálicas.

Uma dessas transformações que se conhece e já foi abordada nessa revisão, é o fenômeno da recristalização e a outra é o processo de endurecimento do aço. Os processos desse tipo são agrupados sob a denominação de reações no estado sólido.

As reações no estado sólido que produzem o endurecimento das ligas metálicas são:

- 1) Endurecimento por precipitação.
- 2) Endurecimento por ordenação.
- 3) Endurecimento por difusão.

2.8-Endurecimento por precipitação.

O processo completo de endurecimento por precipitação se divide em três partes:

- a) escolha da composição
- b) tratamento térmico de dissolução
- c) tratamento térmico de precipitação.

Com relação aos aços êste processo de endurecimento é considerado de interesse secundário se comparado com o endurecimento por têmpera mesmo porque alguns aspectos da precipitação nas ligas a base de ferro merecem especial atenção. Os aços de baixo teor em carbono são suscetíveis a um fenômeno de envelhe-

cimento que pode apresentar efeitos prejudiciais como o aparecimento de linhas de Lüders num trabalho de deformação a frio, bem como uma redução de ductilidade tornando o aço inadequado para certas aplicações.

2.9-Endurecimento por ordenação.

As etapas sucessivas para se obter um correto endurecimento por ordenação são:

- escolha da composição adequada dentro do intervalo de existência de uma fase ordenada.
- obtenção de solução sólida desordenada a temperatura ambiente através do aquecimento da liga a uma temperatura aconselhada para o tratamento de desordenação seguida de resfriamento rápido a partir dessa temperatura.
- formação de regiões de estrutura ordenada na solução sólida, mantendo a liga a uma temperatura dentro do intervalo indicado para tratamento térmico de ordenação.

2.10-Endurecimento por difusão.

O endurecimento por difusão se produz através de reações de difusão alterando a composição da liga como é no caso dos aços, o processo de nitretação.

Também a oxidação interna, que se considera como um tipo de corrosão, pode ser tomada como um exemplo adicional a esta classe de endurecimento.

Tendo em vista que o material usado na pesquisa foi o

aço ABNT 1070, portanto liga ferro e carbono, procurou-se revisar aspectos relativos ao processo de endurecimento do aço por um resfriamento relativamente rápido após o aquecimento produzindo assim a transformação de reação no estado sólido fora das condições de equilíbrio e que resulta no aparecimento da marten_{sita}.

Com este objetivo apresenta-se alguns conceitos bastante conhecidos sobre as transformações da austenita durante o resfriamento.

Dentre os sistemas de ligas nenhum tem características industriais tão peculiares como o sistema ferro - carbono, principalmente no campo dos aços cujas inúmeras aplicações são devidas a uma grande variedade de propriedades, que na maioria dos casos é consequência de transformação alotrópica do ferro (transformação de fase α cúbica de corpo centrado para a fase γ cúbica de faces centradas e vice-versa).

Quando se aquece uma liga, e o aço não foge a esta regra geral, vão se produzindo alterações na estrutura devidas as transformações de fases no estado sólido até se atingir a transformação de estado sólido-líquido quando então ocorre a fusão.

No resfriamento o caminho inverso é verificado e dependendo desse resfriamento ser lento ou rápido teremos na transformação as chamadas estruturas de "equilíbrio" ou de "não equilíbrio".

Na maioria dos tratamentos térmicos, busca-se inicialmente a obtenção da fase de equilíbrio "austenita".

Obtem-se esta fase com o aquecimento do aço desde a temperatura ambiente até uma temperatura logo acima da zona crítica do aço, constituída das linhas A_1 , A_3 e A_{cm} . Como o proces

so de austenitização é um processo de difusão, a condução deste aquecimento dentro de condições satisfatórias de atmosfera, tempo e temperatura é importante para que haja dissolução perfeita do carbono no ferro γ obtendo-se uma solução sólida homogênea e uniforme e de cujas características vão depender as propriedades obtidas no resfriamento quer seja por condições de equilíbrio ou de não equilíbrio.

O tratamento térmico que nos dá estruturas mais próximas às do equilíbrio é o tratamento de recozimento, onde através de um esfriamento bastante lento obtem-se para os aços hipoeutetóides, ferrita pró-eutetóide e perlita (constituente eutetóide) e para os aços hipereutetóides, cementita e perlita. No caso dos aços hipereutetóides há de se tomar cuidados para aquecê-los somente acima da isoterma de reação eutetóide (linha A_1) para evitar, no resfriamento, a formação de uma rede frágil de cementita nos contornos dos grãos.

Fugindo-se um pouco das condições de equilíbrio, promovendo um resfriamento um pouco mais rápido, ao ar, se obtem estruturas mais refinadas apresentando modificações nas propriedades de resistência e dureza devido ao fato de o processo de difusão não ter se completado.

Se o procedimento adotado for correto, as microestruturas são próximas às das condições de equilíbrio, porém como o resfriamento é mais rápido a temperatura para aquecimento fica dentro da zona austenítica, que permite uma melhor dissolução e distribuição do carbono no ferro γ e devido a essa condição de esfriamento não há formação de rede frágil de cementita nos contornos dos grãos dos aços hipereutetóides e também nos aços hipoeutetóides a formação de ferrita pró-eutetóide é parcialmente

suprimida e como consequência haverá formação de perlita mais fina e em maior quantidade do que nas condições de equilíbrio.

Se as condições de resfriamento se afastam cada vez mais das condições de equilíbrio, num determinado momento para uma certa velocidade de esfriamento a transformação da austenita sub-esfriada se processará só por resfriamento contínuo completamente fora das condições de equilíbrio resultando estrutura martensítica.

Durante o esfriamento rápido da austenita o tempo disponível pode ser insuficiente para que a transformação da austenita se processe pelo mecanismo da difusão atômica. Haverá austenita metaestável no intervalo de 90°C a 430°C aproximadamente quando a nova fase chamada martensita começa a se formar. Com o decréscimo de temperatura continua a se formar martensita como é mostrado na figura 8 através de uma curva experimental correspondente a um aço contendo 0,75% de carbono. As temperaturas M_i (temperatura de início de formação da martensita) e M_f (temperatura final de formação da martensita) indicam o princípio e o fim de transformação durante o esfriamento.

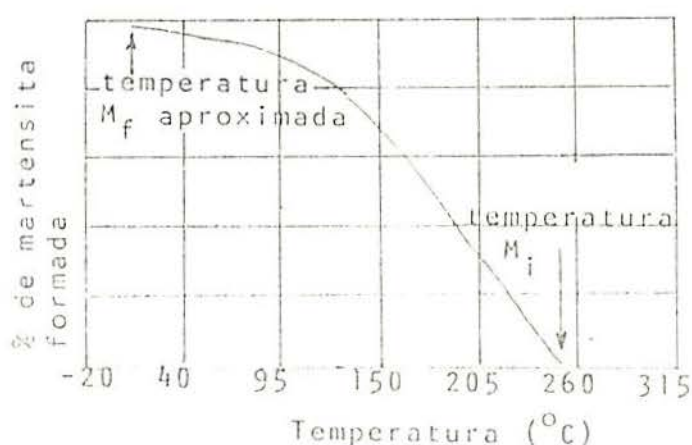


Figura 8 - Formação de martensita durante o esfriamento de um aço contendo 0,75% de carbono.

Fonte: GUY, A.G. (18:295)

A causa da forma da curva M_f não está bem definida. A formação de martensita é interrompida quando suspende-se o esfriamento antes de atingir a temperatura M_f e se necessitará de um esfriamento adicional para obter-se uma transformação mais completa.

A temperatura de início (M_i) e o intervalo de temperatura de formação da martensita dependem da composição do aço. A figura 9 ilustra o efeito do teor de carbono. Os elementos de liga usuais fazem com que o início de formação da martensita ocorra a uma temperatura mais baixa, mas não são tão eficazes como o carbono.

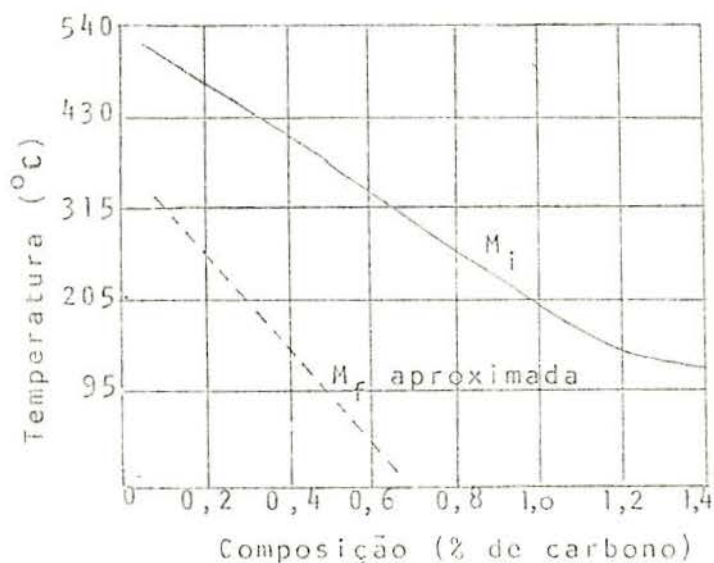


Figura 9 - Efeito do teor de carbono sobre as temperaturas aproximadas de início (M_i) e final (M_f) de transformação da martensita, em aços não ligados.

Fonte: GUY, A.G. (18:295)

Aços com alto teor de carbono e elementos de liga não apresentam a transformação completa da austenita em martensita até a temperatura ambiente.

Quantidades apreciáveis de austenita não transformada

chamada de austenita retida, pode influir negativamente nas propriedades dos aços, isso porque a austenita sendo instável se transformará com o decorrer do tempo em fases estáveis de equilíbrio e que ocupam maior volume do que a austenita.

A transformação da austenita em martensita se processa sem difusão.

Os átomos de ferro da austenita com reticulado cúbico de faces centradas cizalham coordenadamente uns em relação aos outros em uma fração de parâmetro interatômico de modo que formam martensita com rede tetragonal centrada. A rede tetragonal da martensita apresenta só uma pequena distorsão com relação a rede cúbica centrada do ferro puro. Os átomos de carbono que estão em solução sólida intersticial na austenita não difundem e ficam presos ao longo do eixo "c" da martensita produzindo a tetragonalidade. Na figura 10 são dados os parâmetros de rede da austenita e da martensita.

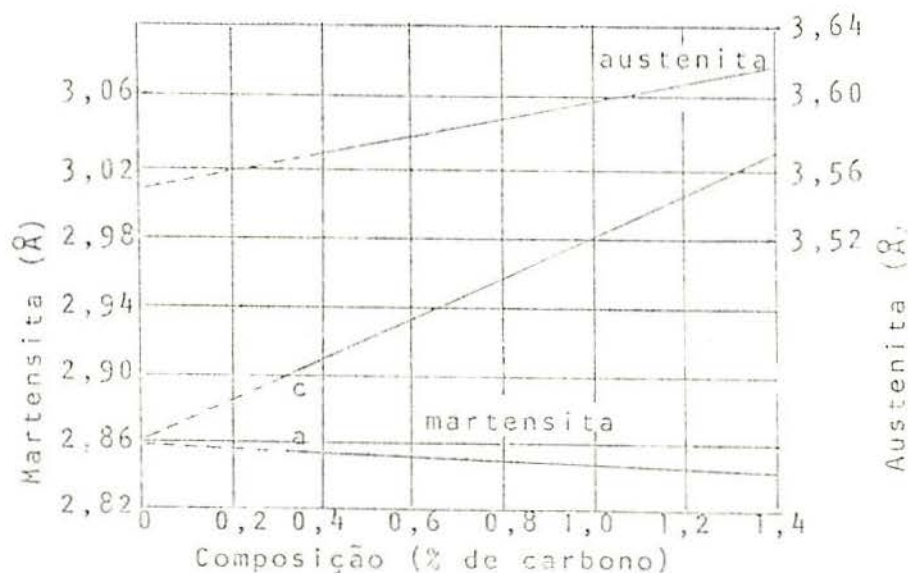


Figura 10 - Parâmetros de rede, na temperatura ambiente, para a austenita de faces centradas e para martensita tetragonal centrada.

Fonte: GUY, A.G. (18:297)

O grau de tetragonalidade depende diretamente do teor de carbono. O aumento de volume em torno de 4% que acompanha a formação de martensita, é uma causa importante da distorção e inclusive, do trincamento que pode ocorrer nos tratamentos térmicos comerciais.

O aço é uma liga de ferro e carbono e o ferro presente na liga está sujeito ao fenômeno da oxidação e também a mudanças alotrópicas. A oxidação do ferro que é pequena a temperatura ambiente aumenta consideravelmente a medida que a temperatura se eleva dentro de certos limites e principalmente para aços comuns, sem elementos de liga, tal como ocorreu nessa pesquisa.

Como foi visto na parte inicial da revisão bibliográfica o ferro passa gradualmente a óxido que no caso são de três espécies, o FeO junto ao metal base seguido do Fe_3O_4 e mais distante do metal o Fe_2O_3 desde que o suprimento de oxigênio seja tal que permita atingir um estado de equilíbrio em que se verifica a graduação desses óxidos.

Na faixa de $960^{\circ}C$ se houver 51% em átomos de oxigênio ter-se-á a formação de FeO, com 55% de átomos de oxigênio, a formação de Fe_3O_4 e com 57% em átomos de oxigênio formar-se-á o Fe_2O_3 . Se tiver mais que 60% em átomos de oxigênio ter-se-á a coexistência de duas fases: Fe_2O_3 e O_2 que ficará retido no meio do óxido na forma de pequenos glóbulos e sem dúvida trata-se já de um óxido complexo. Isto pode ser visto no diagrama da figura 11.

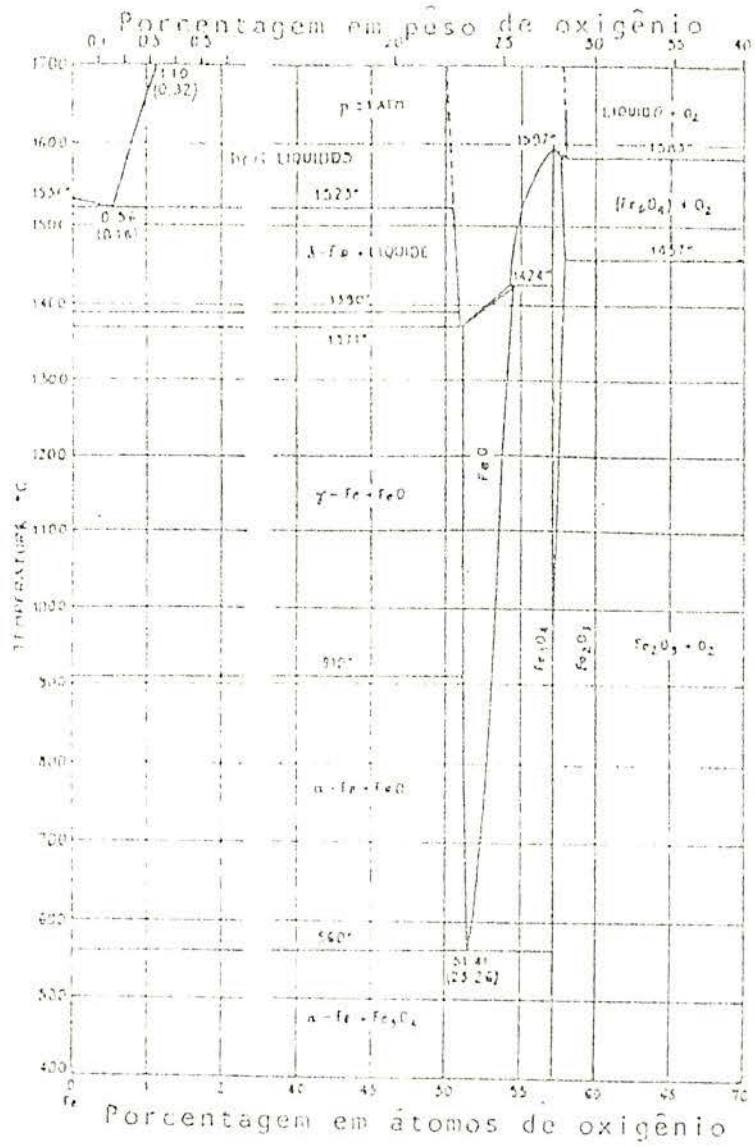


Figura 11 - Diagrama Fe-O
Fonte: Hansen, M & Anderko, K. (18:684)

3. DESCRIÇÃO DO MATERIAL E EQUIPAMENTO UTILIZADO.

3.1-Material

Qualquer tipo de metal ou liga metálica poderá ser usada para comprovar o fenômeno de oxidação, no entanto como a liga mais usada comercialmente é o aço e como o conhecimento das características desse material e suas transformações microestruturais através de tratamentos térmicos ou termoquímicos em que a velocidade de esfriamento é preponderante, escolheu-se para a realização dessa pesquisa três tipos de aço, ABNT 1050, ABNT 1070 e AISI 430 na forma de chapas e depois de experiências de curta duração selecionou-se o aço ABNT 1070 por ser o mais adequado aos objetivos do trabalho, qual seja, o estudo da influência da formação da carepa na velocidade de esfriamento e justifica-se a escolha por se tratar de um aço com a composição próxima à do eutetóide em que a transformação, no resfriamento, da austenita em seus produtos é bem mais evidenciada. Como o objetivo era o de analisar as transformações que ocorrem durante o resfriamento e sendo este material o de menor espessura disponível comercialmente, melhor se prestando para o processo de extração de calor que é mais efetiva e os resultados mais expressivos, optou-se pela sua utilização visto que ao analisar-se uma transformação microestrutural objetivando melhoria de propriedades deve-se ter um resfriamento rápido e sendo este realizado no ar, e em contato com outra superfície metálica é perfeitamente lógico que o gradiente de esfriamento vai depender da espessura do material.

Desse aço ABNT 1070, utilizado na forma de tiras com espessura de 3,5mm, largura de 90mm e comprimento de 300mm foram extraídos os corpos de prova que submetidos a um processo

de oxidação em temperatura elevada permitiu a determinação da gradação dos óxidos formados e do tamanho da casca de óxido em função do tempo de permanência a essa temperatura. Outros corpos de prova extraídos dessas tiras, submetidos aos mesmos graus de oxidação, na mesma temperatura, foram posteriormente conformados sob a ação de cargas dinâmicas, inicialmente, e depois sob a ação de cargas estáticas.

3.2-Confecção dos corpos de prova.

Foram confeccionadas duas séries de corpos de prova, sendo a primeira somente para promover a oxidação em tempos diversos a temperaturas elevadas, e a segunda série para, nas mesmas condições de oxidação dos corpos de prova da primeira série, serem submetidos a ação de um esforço estático durante o processo de extração de calor.

Para a confecção da primeira série de corpos de prova foram extraídas das tiras de aço amostras retangulares com dimensões aproximadas de 10mm x 10mm, lembrando que a espessura da chapa é de 3,5mm.

Na segunda série o formato dos corpos de prova com espessura de 3,5mm foi de aproximadamente 35mm x 50mm sendo que no centro de uma das faces, no sentido da maior direção, foi feito um rasgo de 1,5mm de profundidade para inserção do termopar.

O formato dos corpos de prova da primeira e segunda séries estão esquematizados na figura 12.

3.3-Prensa hidráulica.

Para aplicar o esforço estático sobre os corpos de prova oxidados em tempos diferentes foi utilizada uma prensa hi

dráulica marca BUEHLER modelo "Centermeter Press", para embutimento de corpos de prova metalográficos e modificada para execução das experiências dessa pesquisa.

As modificações executadas na referida prensa foram as seguintes: no pino central da prensa foi adaptada uma base de aço medindo 100mm x 100mm x 30mm e no ressalto que fecha a abertura de ejeção foi adaptado um punção retangular com as dimensões de 27mm x 32mm x 40mm.

Entre este conjunto base-punção foram resfriados os corpos de prova oxidados no aquecimento em tempos diversos. O corpo de prova, com um termopar inserido, aquecido e pré-oxidado é colocado entre o punção e a matriz aplicando-se a este conjunto um esforço estático de aproximadamente 295 kgf/cm^2 que é a capacidade máxima da prensa.

A representação esquemática deste conjunto utilizado na realização da experiência e adaptado na prensa hidráulica pode ser visto na figura 13.



Figura 12 - Formatos dos corpos de prova utilizados na realização das experiências de oxidação e de conformação a partir de temperaturas elevadas.

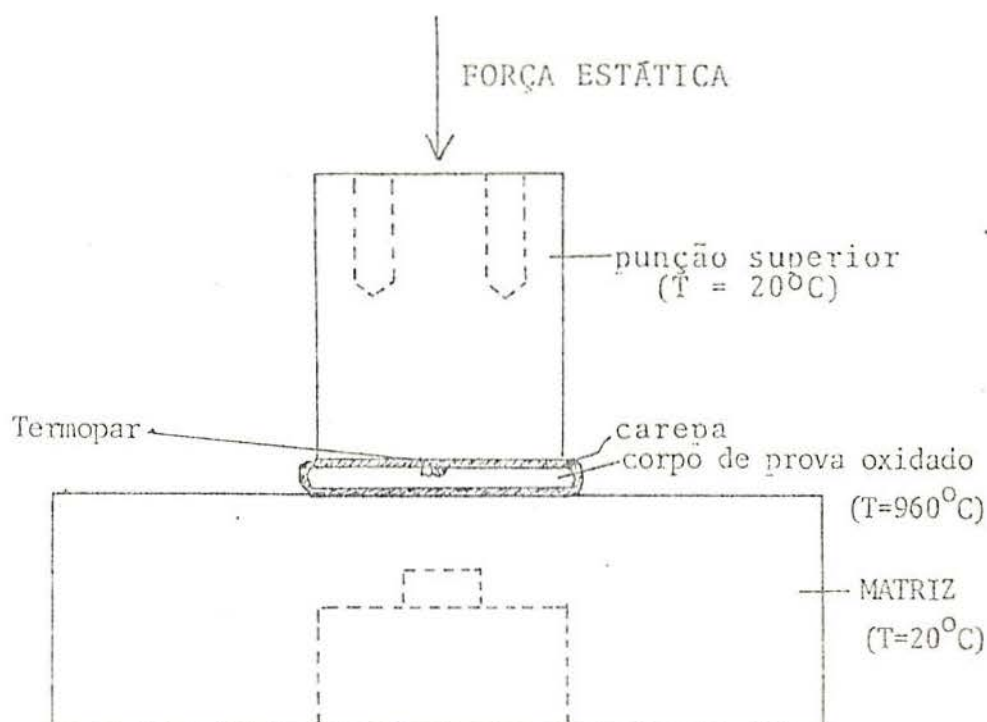


Figura 13 - Esquema experimental punção-matriz adaptado à prensa hidráulica, usado no trabalho.

3.4-Termopares.

Os termopares inseridos nos corpos de prova, num rasgo aberto sobre uma das faces, eram de cromel-alumel com bainha de aço inoxidável e diâmetro externo de 3mm.

O sinal enviado pelo termopar é registrado no aquecimento e após, no resfriamento, sob a ação da carga estática.

A parte do termopar que foi inserida no corpo de prova, consta somente dos fios cromel alumel trançados e firmados no rasgo do corpo de prova por punçonnemento e constituiu o único ponto de apoio do termopar. Este fato dificultou as experiências em que o tempo de permanência das peças no forno era mais prolongado, pois na hora da retirada da peça do forno ocorria a ruptura dos fios e o sinal do termopar enviado ao registrador era cortado.

O detalhe do rasgo feito no corpo de prova do aço ABNT 1070 e o posicionamento do termopar podem ser vistos na figura 14.

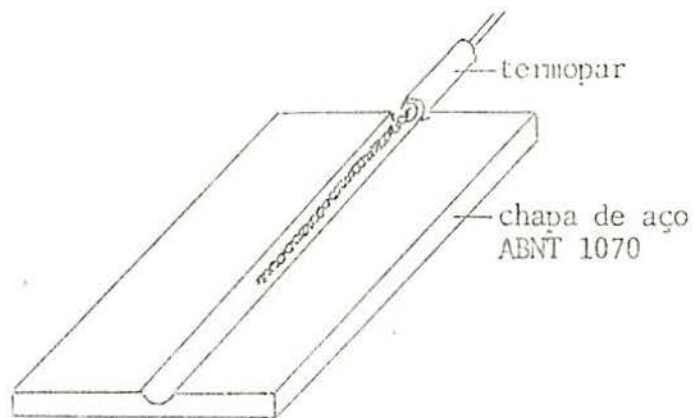


Figura 14 - Detalhe do rasgo no corpo de prova de aço ABNT 1070 e posicionamento do termopar.

4. PROCESSAMENTO EXPERIMENTAL E RESULTADOS.

4.1-Determinação da curva experimental da velocidade de oxidação em função do tempo.

Para a obtenção dessa curva experimental, foram colocados no forno de mufla, e suspensos por arames em um suporte, os dez corpos de prova da primeira série, na temperatura de 960°C.

Após 8 horas de permanência na temperatura foi retirado o primeiro corpo de prova e deixado esfriar ao ar e após seu resfriamento foi recolhido, identificado e cuidados especiais foram tomados para que não houvesse a quebra e desprendimento da casca de ôxido formada. Idêntico procedimento foi adotado para os demais corpos de prova dessa série que foram sendo retirados do forno em intervalos de tempo previamente determinados e identificados com os números de 1 a 10 de acordo com o tempo de permanência no forno.

Antes de serem colocados no forno os corpos de prova foram limpos numa solução aquosa decapante constituída por 10% de ácido clorídrico e contendo um inibidor a razão de 1g por litro.

Esta limpeza foi executada para remover toda oxidação anterior.

Para que a difusão de calor da periferia para o centro dos corpos de prova atuasse de maneira uniforme, eles foram amarrados com arame e colocados no forno suspensos em um suporte especialmente preparado de modo a facilitar a retirada de cada corpo de prova após seu intervalo de permanência na temperatura.

Depois de serem retirados todos os corpos de prova do

forno, eles foram cuidadosamente embutidos a frio em acrílico autopolimerizante e submetidos a um cuidadoso preparo metalográfico a fim de permitir a medida da crosta de óxido formada na temperatura de ensaio (960°C). O aspecto metalográfico destas crostas de óxido pode ser visto nas figuras 15 e 16.

Para a medição dessa crosta de óxido formada foi utilizado o aparelho de microdureza DURIMET LEITZ, que através de dois parafusos micrométricos possibilitou o deslocamento dos corpos de prova em dois sentidos ortogonais, permitindo deste modo, a medição da camada de óxido em todas as faces de cada um dos corpos de prova.

Em cada amostra foi feito um número de determinações, que variou de 36 a 53 e o resultado da média aritmética de diversas determinações ao longo do perímetro do corpo de prova está indicado, em função do tempo de permanência na temperatura de 960°C , no gráfico da figura 17.

Nota-se no gráfico traçado para os valores determinados de espessura da casca de óxido em função da raiz quadrada do tempo que não ocorrem desvios da lei parabólica e que inicialmente pensou-se ter ocorrido em função do que se viu na revisão bibliográfica. Entretanto, esses desvios constatados na experiência foram devidos a quebra e não aderência da casca ao metal base, situação esta que se agravou a medida que os tempos de permanência na temperatura de ensaio foram maiores obrigando a manusear estes corpos de prova com o máximo cuidado para que não ocorresse o desprendimento da casca de óxido. Após várias tentativas sem êxito de utilização de técnicas metalográficas usuais, optou-se pelo embutimento a frio em acrílico autopolimerizante, que tornou viável e fácil o preparo metalográfico.

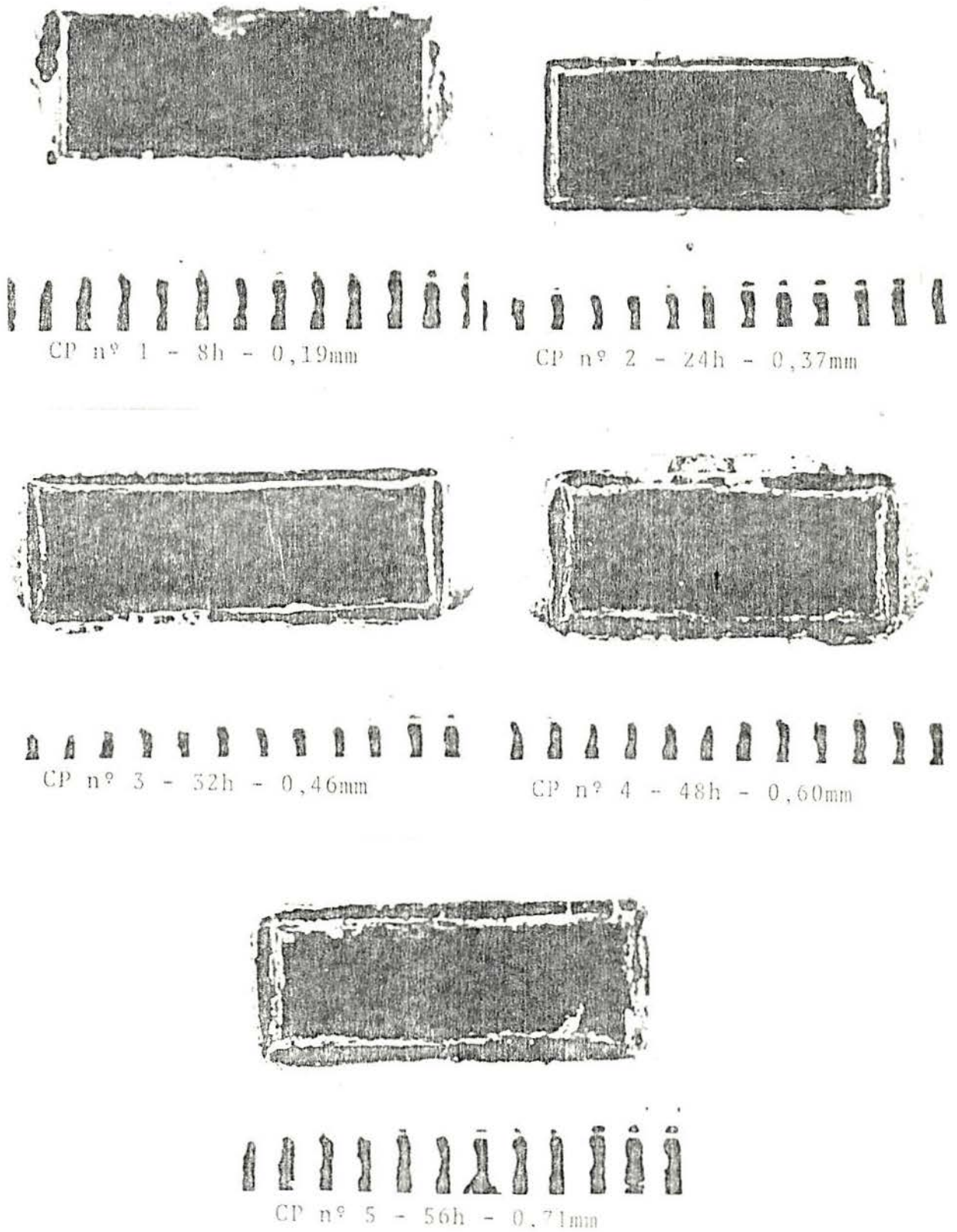


Figura 15 - Espessamento da casca de óxido formada nos corpos de prova de n°s 1 a 5 em função do tempo de permanência no forno.

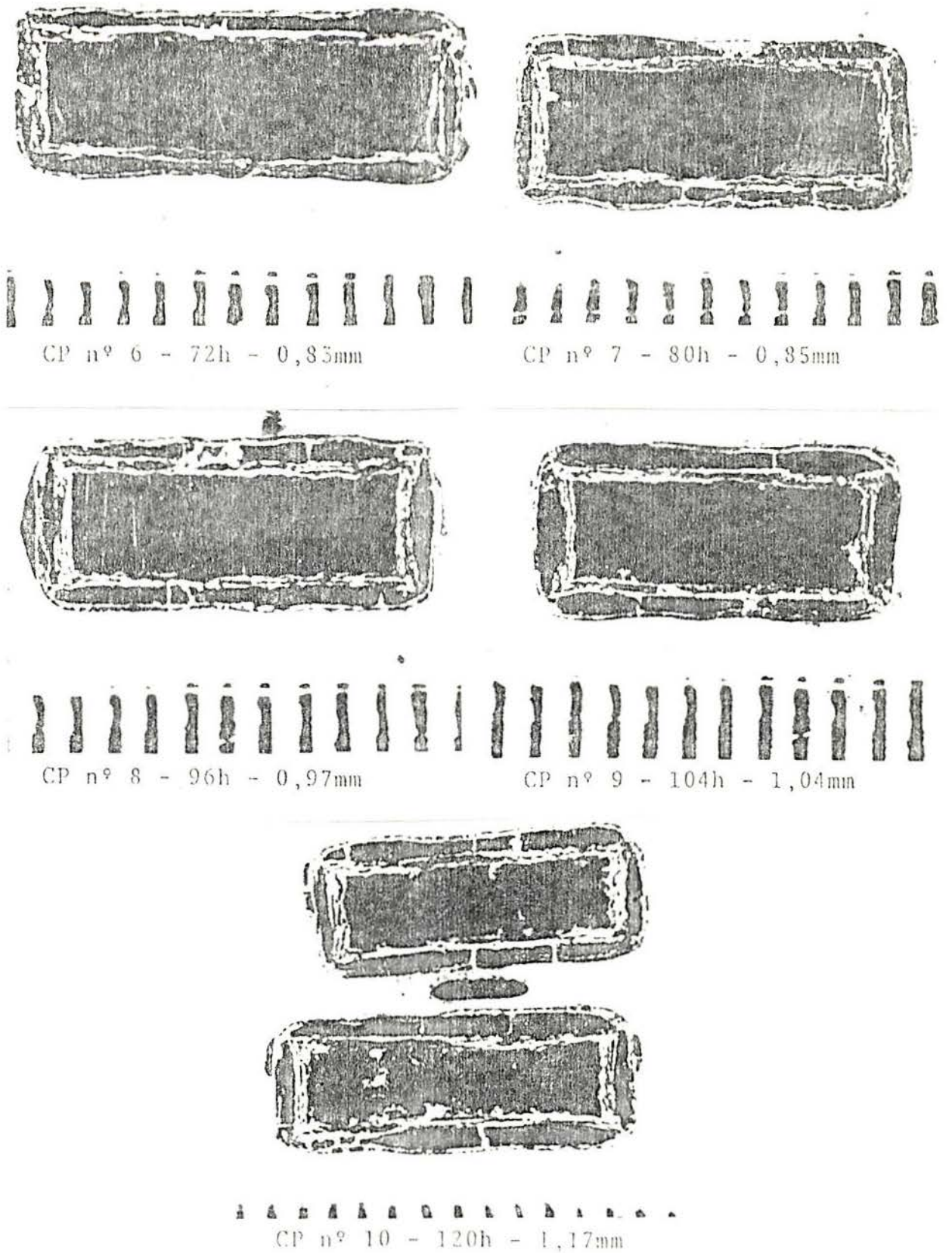


Figura 16 - Espessamento da casca de óxido formada nos corpos de prova de n°s 6 a 10 em função do tempo de permanência no forno

Na observação ao microscópio, da camada oxidada, nota-se que a morfologia dos óxidos formados é semelhante a dos obtidos pela oxidação do ferro puro e que pode ser visto na figura 18. Essa camada também foi observada ao microscópio eletrônico sendo que nada de especial fosse constatado.

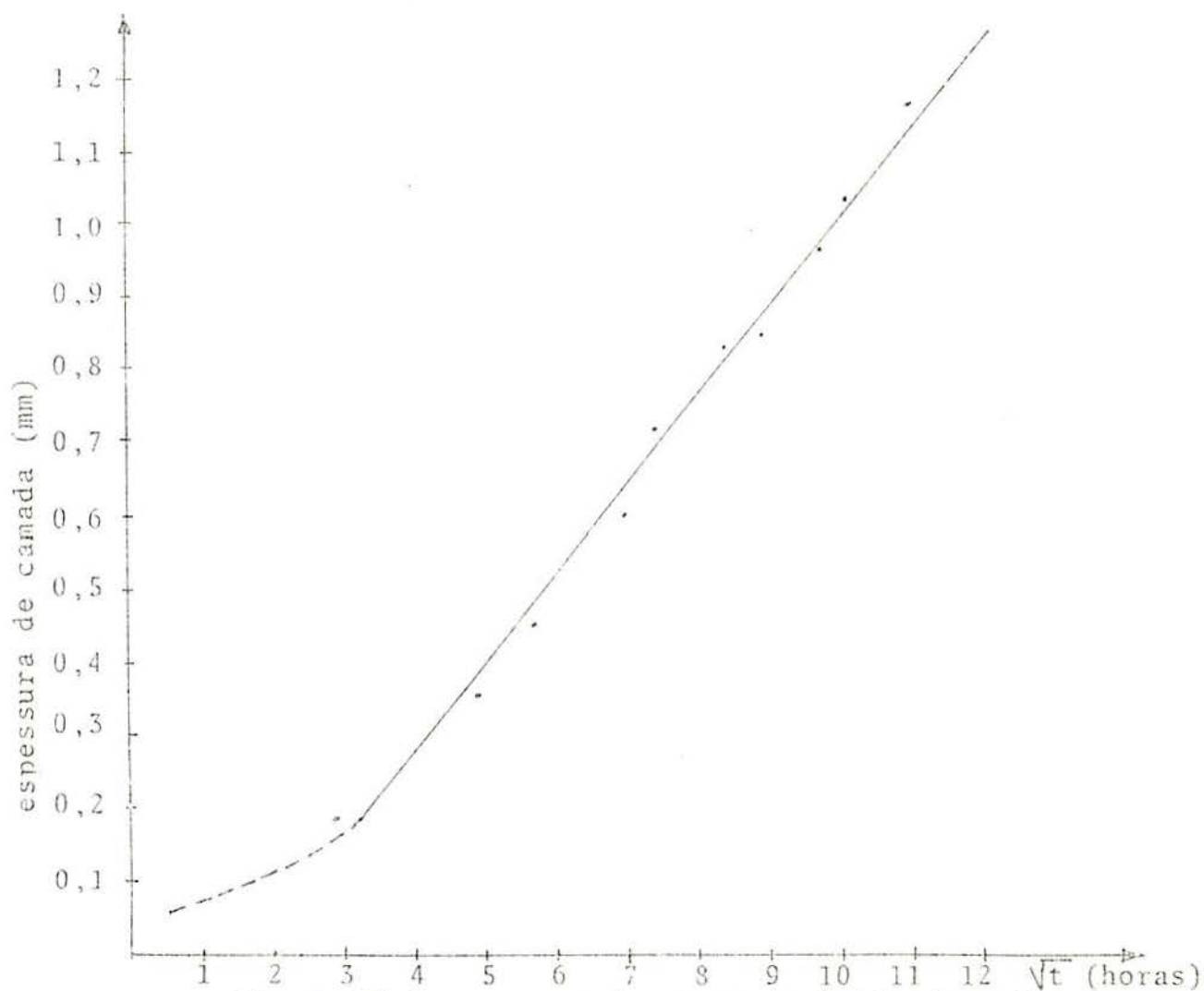


Figura 17-Espessura da casca de óxido formada no aquecimento a 960°C , em função do tempo.

4.2-Conformação estática de corpos de prova, oxidados na temperatura de 960° , em tempos determinados previamente.

Realizada a primeira etapa da experiência passou-se a analisar o comportamento do material, nas mesmas condições de oxidação, submetidos a um resfriamento contínuo por extração de

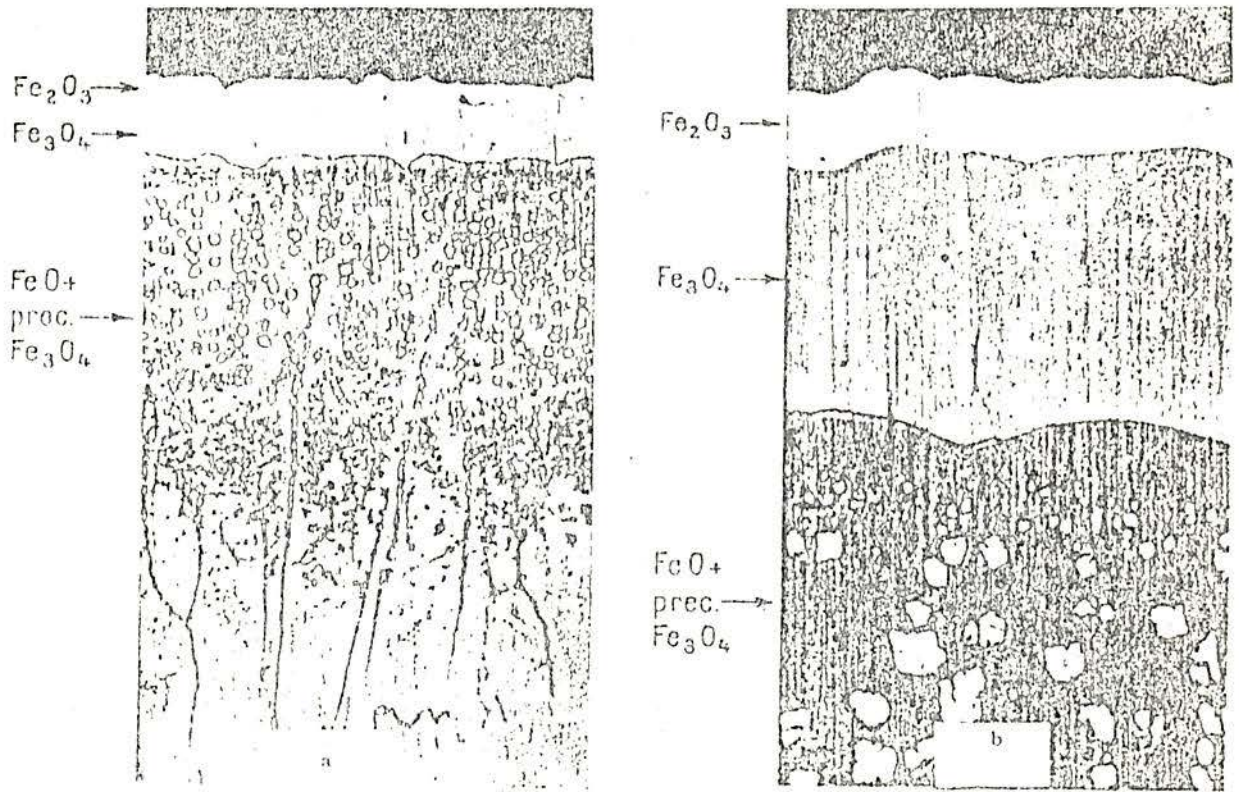


Figura 18 - Perfil da parte externa de uma película obtida por oxidação superficial do ferro a 950°C durante 4 horas, após o seu resfriamento no ar. (a) 300x (b) 1250x

Fonte: Benard, J. et alii (1:33)

calor quando prensados entre duas superfícies metálicas. Para a realização dessa experiência utilizamos os corpos de prova da segunda série.

Nessa etapa os corpos de prova foram colocados individualmente no forno repetindo-se para cada experiência as condições de oxidação anteriormente obtidas, ou seja, com os tempos de 8, 24, 32, 48, 56 e 72 horas. Devido a inserção do termopar nos corpos de prova para a análise da curva de resfriamento nas condições acima mencionadas, conseguimos êxito em apenas três experiências, as realizadas com os tempos de 8, 32 e 72 horas correspondentes aos corpos de prova de números 1, 3 e 6. Para os demais tempos foram feitas várias tentativas e sempre ocor-

ria a quebra do termopar e a interrupção do sinal enviado ao registrador e isso foi o que ocorreu com as experiências relativas aos corpos de prova de n^os 2 (24 horas), 4 (48 horas) e 5 (56 horas) e também para as experiências relativas aos corpos de prova com mais de 72 horas de permanência no forno.

No entanto, os valores obtidos nas experiências em que se obteve sucesso permitiram a coleta de dados que julga-se da maior importância.

As curvas obtidas nessas três experiências, para três situações diferentes de tamanho de carepa (8 horas - 0,19mm; 52 horas - 0,46mm; 72 horas - 0,83mm) estão ilustradas no gráfico da figura 19.

Não levando em conta o tempo de transferência do corpo de prova para o sistema de resfriamento adaptado à prensa hidráulica, às vezes dificultado pelos cuidados tomados para evitar a quebra e desprendimento da casca de óxido, bem como para evitar a quebra do termopar, e que resultava no atraso de alguns segundos até o contato do corpo de prova com o sistema de resfriamento, observando o gráfico comparativo das três curvas nota-se que quanto maior é o tempo de permanência no forno, maior é a casca de óxido formada e maior é a tangente do ângulo α , formado pela tangente à curva de resfriamento com o eixo dos tempos (eixo X) e conseqüentemente menor é a velocidade de esfriamento.

Verifica-se, portanto, que a taxa de resfriamento dos corpos de prova decresceu acentuadamente com o aumento inicial da carepa tendendo a estabilizar-se quando esta é muito grande. Para 0,19mm de carepa a velocidade de esfriamento entre 700°C e 300°C foi de 24°C/s enquanto que para x = 0,46mm foi de 21°C/s.

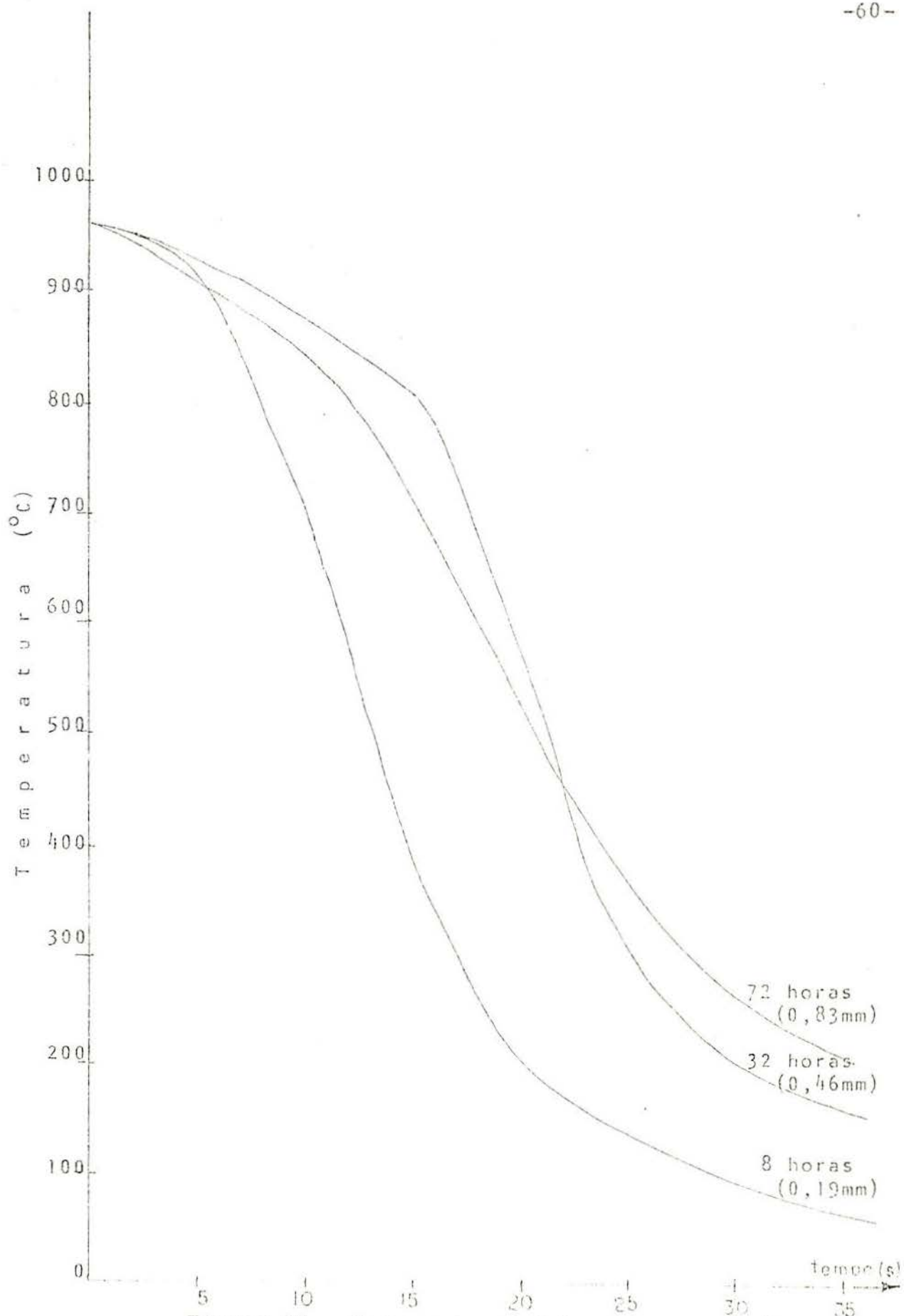


Figura 19 - Curvas de resfriamento para três situações diferentes de tamanho de carepa.

e para $x = 0,83\text{mm}$ foi de 16°C/s . Isso se explica pelo efeito isolante térmico que a carepa representa em relação ao total do sistema metal-carepa.

Conforme o sinal elétrico que se pode traçar para ca sos desta natureza (figura 20) o fluxo de calor Q , é portanto a velocidade de resfriamento $\frac{dT}{dt}$ pode ser descrito

$$Q = \frac{T_c - T_o}{(R_{\text{carepa}} + R_{\text{chapa metálica}})} \quad (1)$$

onde: T_c = temperatura no centro da chapa

T_o = temperatura do punção

$R_{\text{carepa(óxido)}} = \text{resistência térmica da carepa} = \frac{X_c}{R_c}$

$\frac{X_c}{R_c}$ (espessura da carepa)
(condutividade térmica da carepa), $\text{s } ^{\circ}\text{C cm}^2/\text{cal}$

$R_{\text{chapa}} = \frac{X_{\text{Me}}}{k_{\text{Me}}}$ (espessura da chapa metálica)
(condutividade térmica da chapa metálica)

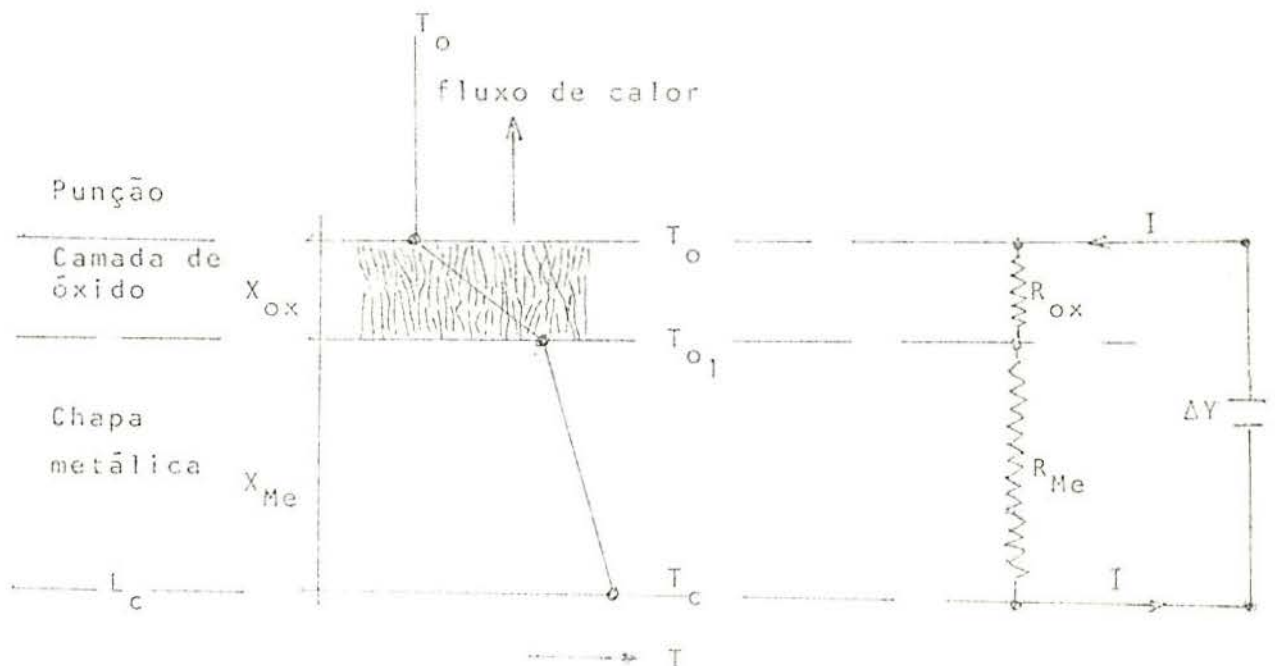


Figura 20 - Esquema representativo do equivalente elétrico da situação térmica criada pela formação da carepa (X_{ox}) no fluxo de calor.

Tanto R_{carepa} quanto R_{chapa} são variáveis no tempo, tendo como condições limites $R_{\text{carepa}} = 0$ para $t = 0$ e $R_{\text{chapa}} = 0$ para t muito longo (quando toda a chapa se transforma em óxido).

Considerando que $k_{\text{Me}} = 20 k_c$ (valor médio para a maioria dos óxidos e metais) a expressão (1) toma os valores seguintes para as condições de contorno:

$$\frac{Q_{(8)}}{Q_{(32)}} = \frac{1}{2}$$

$$\frac{Q_{(8)}}{Q_{(72)}} = \frac{1}{3,4}$$

ou seja, o fluxo na segunda chapa $Q_{(32)}$ seria duas vezes maior do que o da primeira $Q_{(8)}$ e o da terceira 3,4 vezes maior.

4.3-Ensaio de dureza.

Para a medição de dureza Vickers utilizou-se o aparelho de microdureza DURIMET LEITZ com carga de 200 gramas sendo a leitura das diagonais da impressão feita com um aumento padronizado no próprio aparelho, de 400x.

As medidas de dureza foram executadas no metal base, ao longo da secção transversal na área de contato do punção com o corpo de prova, tomando como ponto de referência o lado que sofreu a ação do punção no corpo de prova.

Na figura 21 estão registrados os perfís de dureza Vickers dos três corpos de prova submetidos à extração de calor e cujas experiências tiveram êxito.

Verifica-se que os perfís formam uma família de curvas parabólicas com seus eixos coincidente com a linha de con-

tro dos corpos de prova diminuindo ao se afastarem para as bordas. Os valores máximos foram de 250, 520 e 800 Vickers correspondentes a 0,83mm, 0,46mm e 0,19mm de carepa respectivamente. Os mínimos acusaram valores de 50, 200 e 600 Vickers para as mesmas espessuras de carepa.

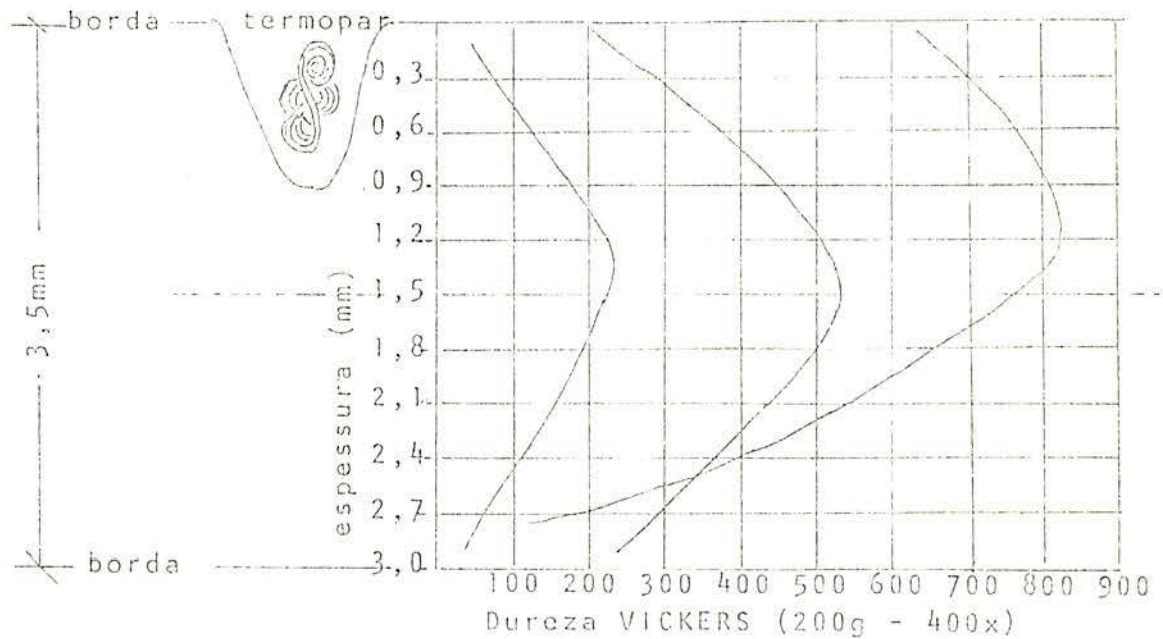


Figura 21 - Perfís de dureza Vickers das secções transversais dos corpos de prova de aço ABNT 1070 submetidos à extração de calor por contato com a matriz sob a ação de uma fôrça.

O perfil parabólico apresentado se explica pela violenta descarbonetação superficial que sofreram os corpos de prova após muitas horas no fôrno, muito mais do que as normalmente praticadas em tratamentos termo-mecânicos, mas que nesse trabalho foram utilizadas para extrapolar o fenômeno. Essa descarbonetação foi comprovada através de análise do teor de carbono executada pelo Laboratório de Análise para a Metalurgia da UFRGS, e cujos valores encontrados foram de 0,54% C para a amostra

nº 1 (8 horas), 0,39% C para a amostra nº 3 (32 horas) e 0,22% de carbono para a amostra nº 6 (72 horas). Com relação aos valores máximos de dureza também podem apresentar a mesma influência. As curvas esperadas seriam o inverso das obtidas se o aço não tivesse sofrido descarbonetação reduzindo o teor médio de C na peça e mais evidenciado na periferia do que no centro, pois nesse caso a dureza seria maior na periferia e menor no centro.

4.4-Análise metalográfica.

Através dessa análise constatou-se a transformação da austenita em martensita envolta por uma rede de troostita que é mais acentuada a medida que se desloca do núcleo para a periferia.

No corpo de prova nº 1 (8 horas) verifica-se que a transformação de fase foi evidente, e a quantidade de troostita que envolve os grãos, provavelmente resultante de uma transmissão de calor do centro para a periferia da peça, é bem menor do que no caso do corpo de prova nº 3 (32 horas) e do que no corpo de prova nº 6 (72 horas) em que praticamente não ocorreu transformação.

Pelos métodos convencionais de têmpera, encontra-se martensita junto à periferia e mais para o centro da peça o aparecimento de troostita como resultado de um esfriamento mais lento decorrente de uma transformação microestrutural da martensita de têmpera, tetragonal, em uma estrutura cúbica de corpo centrado, durante o reaquecimento.

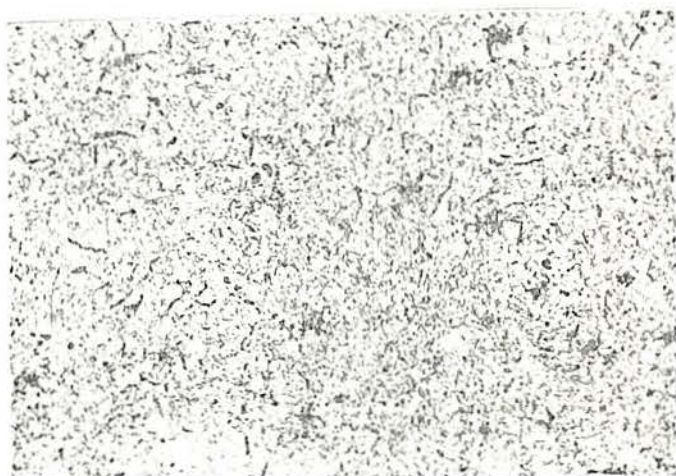
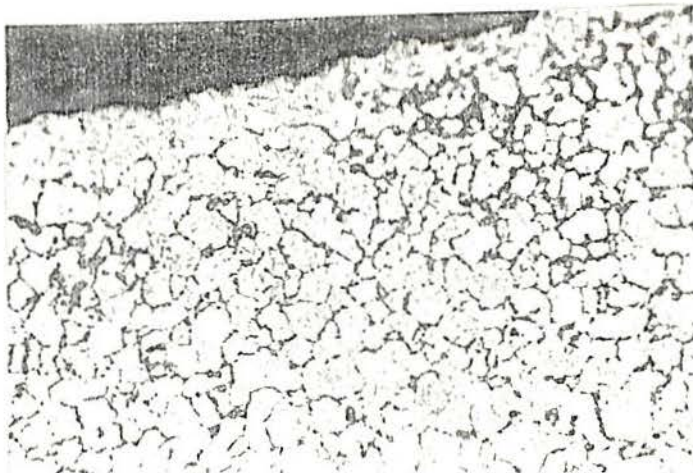
Vê-se através da análise das curvas de resfriamento obtidas nas experiências, que a velocidade de resfriamento é tanto menor quanto maior for a camada de óxido formada, mas é de caráter contínuo, isto é, a extração de calor se processa jun-

to à periferia e depois no centro do corpo de prova, resultando num gradiente de temperatura. Entretanto, isto não justifica o aparecimento da rede de troostita junto à periferia. O que ocorreu, então, foi que o conjunto matriz-punção não provocaram um resfriamento completo até a temperatura ambiente e o núcleo da peça, última parte a ser resfriada, reteve uma certa quantidade de calor que se propagou em sentido inverso, ou seja, do núcleo para a periferia promovendo a transformação da martensita em troostita. Este constituinte agora transformado por uma transferência de calor secundário é oriundo da precipitação de carbonetos originários do excesso de carbono presente na martensita. Esta precipitação inicia-se nos contornos de grão difundindo-se para o interior dos mesmos e é visível ao microscópio por ser atacada diferencialmente pelo reagente químico tornando-se mais escuro e apresentando um aspecto de malha envolvendo os grãos de martensita.

Pode-se notar ainda que junto à periferia, desconsiderando, é claro, a zona descarbonetada (pois se não há carbono não pode haver precipitação) justamente ocorre a maior concentração de troostita, permitindo afirmar que nesta zona a quantidade de calor ainda foi suficiente para promover a transformação, ou também pode-se dizer que a casca de óxido formada atuou como barreira impedindo a cessão de calor para o meio externo, no caso, o ar.

As fotomicrografias apresentadas nas figuras 22, 23 e 24 permitem fazer um apanhado desde a zona periférica até o núcleo da peça, nos três corpos de prova utilizados nas experiências e pode-se observar a influência do tempo de permanência no forno sobre a perda seletiva de carbono por parte do aço em con

periferia



núcleo

Figura 22 - Fotomicrografia do corpo de prova nº 1 (8 h de permanência no forno). Aspecto da variação microestrutural da periferia para o núcleo, após a conformação.

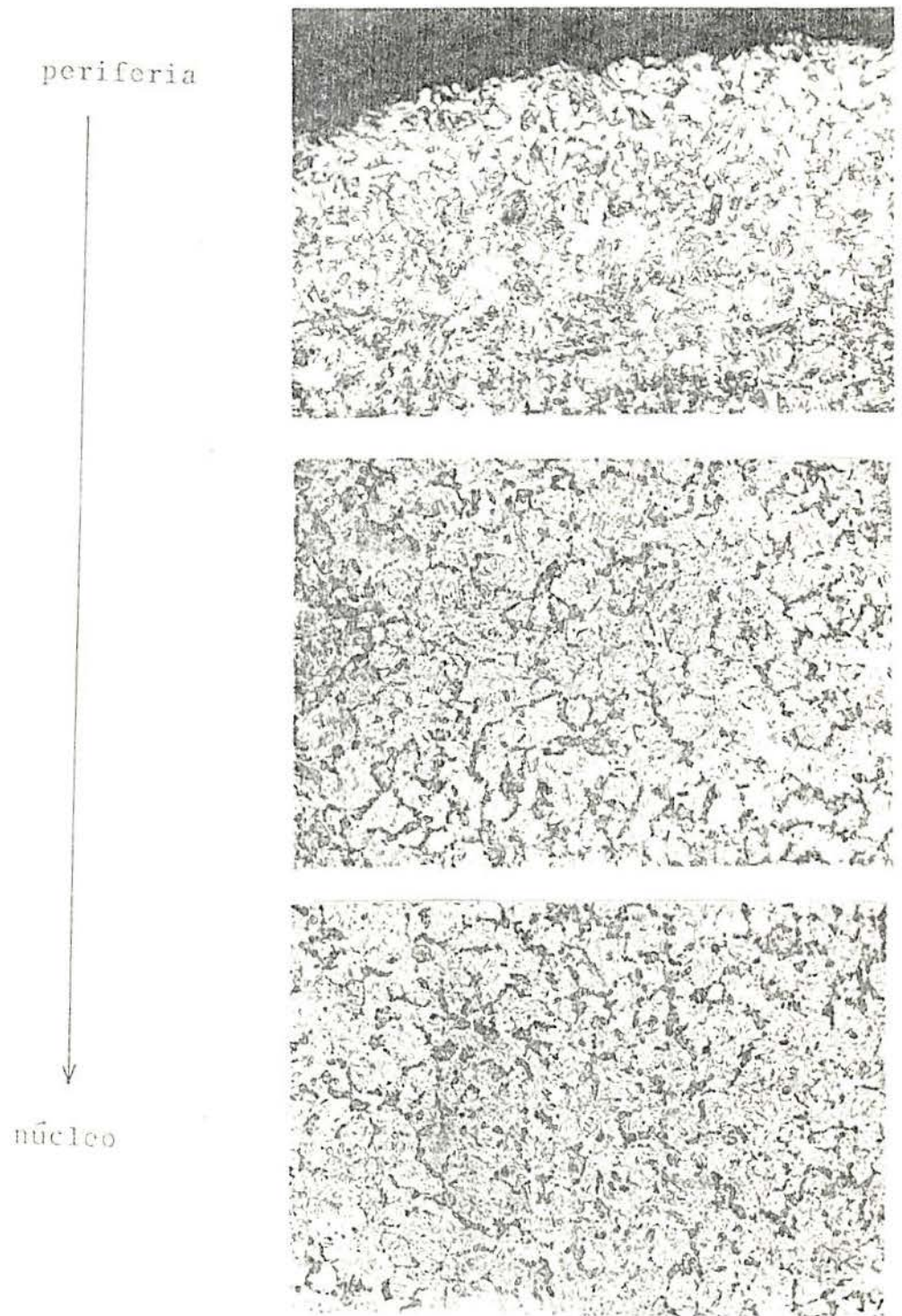
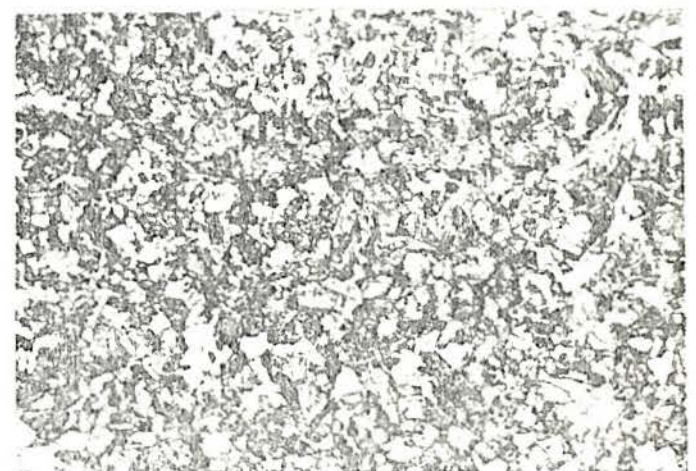
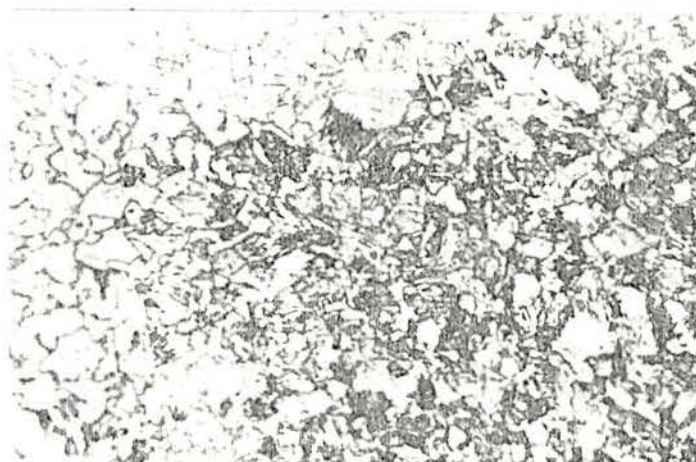


Figura 23 - Fotomicrografia do corpo de prova nº 3 (32 h de permanência no forno). Aspecto da variação microestrutural da periferia para o núcleo, após a conformação.

periferia



núcleo

Figura 25 - Fotomicrografia do corpo de prova nº 6 (72 h de permanência no forno). Aspecto da variação microestrutural da periferia para o núcleo, após a conformação.

tato com o meio externo, fato este que favorece ainda mais a oxidação.

5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS.

Poder-se-ia aqui analisar o equilíbrio $\text{FeO} - \text{CO} - \text{CO}_2$ para verificar as implicações dessa descarbonetação, ou seja, a formação de CO ou CO_2 , na reação de oxigênio do meio externo com o carbono da peça deixando ferro livre para se combinar com o oxigênio do meio circundante, por difusão, formando inicialmente o FeO e a medida que aumenta o tempo para a difusão, o Fe_3O_4 , o Fe_2O_3 e outros óxidos complexos.

No entanto, julgou-se que este estudo, bem como um estudo mais amplo na transformação de fase e no mecanismo de transporte iônico nas interfaces dos diferentes óxidos formados podem constituir assuntos para outras pesquisas e trabalhos de dissertação e por esta razão optou-se a concluir sobre os resultados objetivos dessa pesquisa que, fundamentalmente prática, está baseada em princípios matemáticos e à luz dos fenômenos físicos e químicos da natureza dos metais.

Com base no que foi exposto até o presente momento, pode-se observar nos gráficos das curvas de resfriamento das amostras, que elas apresentam um comportamento semelhante nos trechos compreendidos entre a retirada da amostra do forno até a colocação da mesma no sistema de resfriamento (matriz-punção) e no trecho final do resfriamento quando é retirado o esforço de compressão, entretanto, no trecho correspondente à ação do esforço mecânico do punção sobre o material, nota-se que há uma diferença na inflexão das três curvas, sendo maior naquela em que o tempo de permanência no forno foi maior, o que evidencia a influência da formação da casca de óxido e a descarbonetação na velocidade de esfriamento.

Também, analisando as curvas de dureza obtidas nas ex-

periências com a curva de dureza mostrada na figura 25, que representa os valores medidos num corpo de prova que ficou no forno o tempo estritamente necessário para austenitização e após foi resfriado no sistema matriz-punção, portanto sem oxidação e descarbonetação excessivas, nota-se que as partes que ficaram em contato com a base e com o punção apresentam dureza aproximadamente iguais. Entre esta parte periférica e o núcleo da chapa, em ambos os lados há um decrescimo de dureza voltando a aumentar na parte central da chapa. Isso evidencia a boa temperabilidade do aço em questão e que na prática não foi constatada junto à periferia devido justamente à formação da casca de óxido e da descarbonetação.

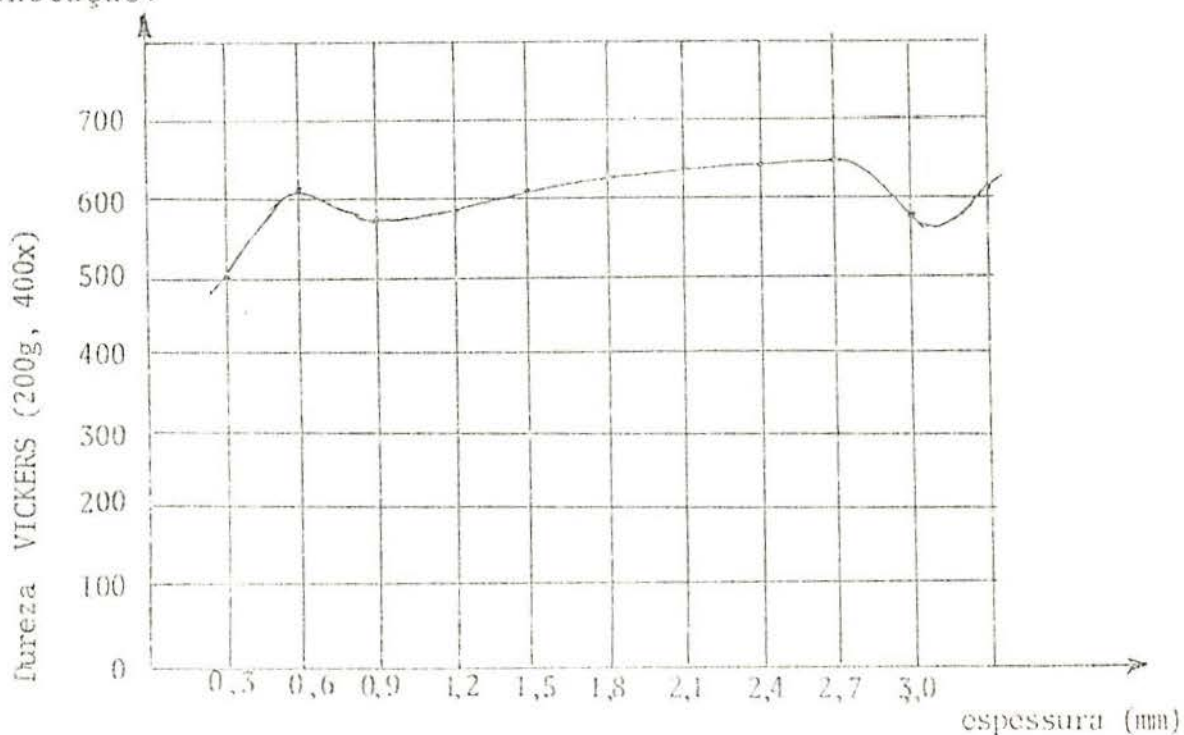


Figura 25 - Perfil de dureza Vickers obtidas após o resfriamento no sistema matriz-punção de um aço ABNT 1070, aquecido em forno de mufla em temperatura e tempo recomendados.

Os valores da taxa de resfriamento, (figura 19) colocados sobre um diagrama TTT para o aço em questão e que pode ser visto na figura 26, mostra que com a velocidade de esfriamento correspondente ter-se-ia, num resfriamento contínuo, a transformação da austenita em perlita e ferrita. Tal fato não ocorreu nas experiências realizadas, notadamente nas de 8 e 32 horas respectivamente. Houve um retardo na extração de calor para promover a transformação da austenita.

Acredita-se que esta conservação de calor acima da zona crítica se verificou até o momento em que o corpo de prova foi submetido à ação mecânica do punção, quando então provavel-

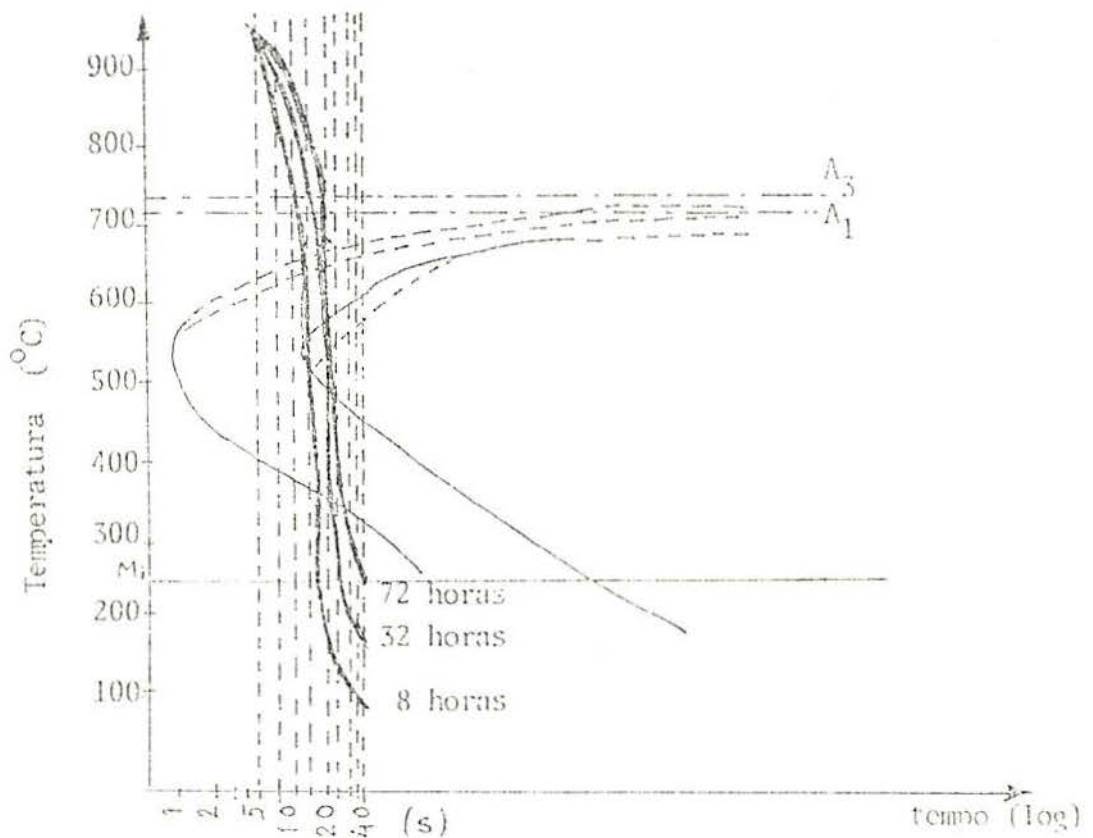


Figura 26 - Diagrama TTT adaptado do Atlas of Isothermal Transformation Diagrams, para o aço ABNT 1070, e sobreposto ao mesmo as curvas de resfriamento para 8, 32 e 72 horas.

mente lascou a casca de óxido e a extração de calor se processou de maneira efetiva.

Ja no corpo de prova com 72 horas de permanência no forno, contatou-se a presença de ferrita e perlita. Como as condições de resfriamento foram as mesmas e não sendo exitosas as experiências com 48 e 56 horas, tomou-se como limite o tempo de permanência correspondente ao corpo de prova de 32 horas em que a oxidação e descarbonetação atuaram como inibidoras do processo de extração de calor até o momento em que a casca de óxido foi rompida e desde que este resfriamento seja também razoavelmente rápido.

6. CONCLUSÃO.

Como nas experiências realizadas não ocorreu o esperado em função da alta temperabilidade do material utilizado, justifica-se pela análise metalográfica as curvas de dureza obtidas e conclue-se que devido a pequena espessura do corpo de prova, a velocidade de esfriamento, apesar da casca de óxido e da descarbonetação, foi suficiente para formar martensita até o centro da peça, mas o calor remanescente no núcleo somado ao calor absorvido pelo conjunto matriz-punção provocou uma difusão de calor do centro para a periferia ocasionando a transformação da martensita em troostita com menor dureza, o que foi comprovado pelos testes de microdureza. Também nota-se uma concentração maior de troostita junto à zona descarbonetada, o que permite afirmar que a casca de óxido bem como a descarbonetação retardaram a transferência de calor da peça para o meio externo.

O efeito da influência da casca de óxido e da descarbonetação na velocidade de esfriamento pode ser considerado como promotor da transformação de fase no resfriamento pelo retardo na transferência de calor entre o metal base e o meio de esfriamento.

7. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.

Sugerimos para pesquisas futuras, a análise de transformações de fases em chapas de aço de seção fina e de alta temperatura submetidos a ação de cargas dinâmicas. Para isso, a par do que foi preliminarmente estudado nessa pesquisa e relatado no "apêndice" desse trabalho, sugerimos seja acoplado ao conjunto da experiência um sistema de refrigeração que atue logo após a conformação, permitindo o estudo do mecanismo de transformação.

Outra sugestão, seria a investigação da formação de CO ou CO₂, num trabalho de pesquisa idêntico a este por nós executado. Esta formação de CO ou CO₂ se processaria na reação do oxigênio do meio envolvente com o carbono contido na peça e através da análise do diagrama FeO-CO-CO₂ verificar as decorrências da descarbonetação.

8. APÊNDICE.

O trabalho de dissertação de Mestrado foi iniciado com pesquisa sobre o efeito da conformação mecânica nas transformações de fases em chapas de aço de secção fina, com o objetivo de, através desse estudo, procurar eliminar uma operação de tratamento térmico na produção industrial de peças obtidas por conformação e que apresentam secções finas, Tal é o caso de canivetes, facas, tesouras, etc.

Para a realização desse trabalho utilizou-se chapas de aço ABNT 1050, ABNT 1070 e AISI 430.

Após um estudo preliminar, determinou-se a forma do punção a ser utilizado como ferramenta de conformação e cujo esquema pode ser visto na figura 27. A área de contato do punção com a peça foi arredondada para que, no processo de conformação, a ferramenta deformasse a chapa produzindo um secção extremamente fina sem contudo produzir corte na chapa.

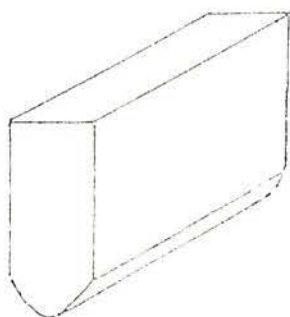


Figura 27 - Aspecto esquemático do punção usado como ferramenta de conformação.

Após os estudos preliminares foram fixados em um martelo de queda existente no Laboratório de Conformação do Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, o punção, utilizado como ferramenta e a base sobre a qual seria apoiada a chapa a ser deformada mecanicamente.

Os corpos de prova confeccionados para estas experiên

cias apresentavam o mesmo formato dos descritos nesse trabalho, e mostrados na figura 14.

Foram realizadas experiências em 18 corpos de prova, sendo estes colocados no forno de mufla a 960°C e após o tempo de permanência determinado em cerca de 6 minutos eram retirados e submetidos à ação mecânica do punção produzindo a deformação desejada e ao mesmo tempo era registrado num gráfico todo o processo de resfriamento, inclusive o registro da batida do punção na chapa quando se processava a deformação.

Esses corpos de prova, devidamente identificados, foram cortados transversalmente à secção deformada, analisados metalograficamente e determinada a dureza Vickers ao longo da secção.

O ensaio de dureza acusou, para as peças deformadas, valores iguais aos do aço no estado em que foi fornecido, indicando que praticamente nenhuma modificação se processou na estrutura.

Pela análise metalográfica, no entanto, pode-se observar uma pequena camada descarbonetada junto a periferia e em seguida uma camada de grãos uniformes e de pequeno tamanho, diferentes do tamanho do grão original do aço fornecido observado no centro da peça.

Dessa análise concluiu-se que houve uma transformação de fase no resfriamento, provocado pela batida do punção na chapa, mas ao ser retirado o punção, o calor remanescente no corpo da chapa difundiu-se até a secção fina provocando uma recristalização, ordenando e unificando o tamanho de grão nessa região que sofreu a deformação.

Visto que o punção utilizado como ferramenta de con-

formação não possuía formato matemático que o identificasse, não sendo possível estabelecer um modelo matemático para a deformação processada, essa pesquisa com aplicação de cargas dinâmicas foi abandonada passando-se a realizar experiências com aplicação de cargas estáticas, utilizando-se para tal o equipamento descrito nesse trabalho e mostrado na figura 13.

No procedimento com cargas estáticas pode-se observar que realmente ocorria a transformação de fase, visto que o perfil de dureza ao longo da secção deformada apresentava valores mais altos no núcleo e um decréscimo em direção a periferia.

Estudou-se um novo formato para o punção a fim de que a extração de calor fosse mais abrangente e não restrita a apenas uma aresta, e isso resultou na escolha do punção descrito no trabalho e mostrado na figura 13

Devido a problemas no equipamento que provocou uma oxidação excessiva no corpo de prova, abandonou-se a pesquisa sobre transformação de fases e passou-se a estudar o efeito da carepa e descarbonetação sobre a temperabilidade dos aços ensaiados, que gerou o presente trabalho.

9. BIBLIOGRAFIA.

1. BENARD, J. et alli. L'oxidation des metaux. Paris Gauthier-Villars, 1964. v.2
2. BODSWORTH, C. & BELL, H.B. Physical chemistry of iron and steel manufacture. 2.ed. London, Longman, 1972. 529p.
3. CARVALHO, L.F.A. Resfriamento de barras cilíndricas: estudo teórico e prático. Porto Alegre, PPGEMM, 1978. Diss. maestr.
4. CHIAVERINI, V. Aços e ferros fundidos. 6.ed. São Paulo, ABM, 1988.
5. CLARK, C.L. High-temperature alloys. London, Isaac Pitman, 1953. 383p.
6. CLARK, D. & VARNEY, W.R. Physical metallurgy for engineers. New York, Van Nostrand, 1952. 480p.
7. COLPAERT, H. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 3.ed. São Paulo, Edgard Blücher, 1974.
8. THE COMMITTEE ON METALLURGY. Engineering Metallurgy New York, Pitman, 1957. 516p.
9. COTTRELL, A.H. Metalurgia física. Barcelona, Reverté, 1962. 234p.
10. EVANS, U.R. The corrosion and oxidation of metals: scientific principles and practical applications. London, Edward Arnold, 1967. 1094p.
11. _____. The corrosion and oxidation of metals. London, Edward Arnold, 1976. Secon supplementary volume.

12. _____. Introducción a la corrosión metálica. Barcelona, Manuel Marin, 1950. 227p.
13. _____. Metallic corrosion passivity and protection. London, Edward Arnold, 1948. 863p.
14. FILIPPOV, S. The theory of metallurgical processes. Moscow, Mir, 1975. 296p.
15. FRAINER, V.J. Resfriamento de barras retangulares: estudo teórico e prático. Porto Alegre. PPGEMM, 1979. Diss. maestr.
16. GASKEL, D.R. Introduction to metallurgical thermodynamics. Tokyo, MacGraw-Hill Kogakusha, 1973. 520p.
17. GUY, A.G. Elements of physical metallurgy. 2.ed. Reading, Mass., Addison Wesley, 1959. 528p.
18. _____. Metallurgia física para ingenieros. Reading, Mass., Addison Wesley, 1965. 374p.
19. HANSEN, M. & ANDERKO, K. Constitution of binary alloys. 2.ed. New York, McGraw-Hill, 1958. p.684.
20. HUDSON, R.G. Manual do engenheiro. Rio de Janeiro, Ao Livro Técnico, 1972.
21. KUBASCHEWSKI, O. & HOPKINS, B.E. Oxidation of metals and alloys. London, Butterworths, 1953. 239p.
22. LAJTIN, Y. M. Metalografia y tratamiento térmico de los metales. Moscou, Mir, 1977.
23. LAQUE, F. L. & COPSON, H. R. Corrosion resistance of metals and alloys. 2.ed. New York, Reinhold Pub., 1965.

24. MEHL, R. F. Metalurgia do ferro e do aço. São Paulo, Escola Politécnica da USP, 1945. 296p.
25. PEREIRA, R. L. Curso de tratamentos térmicos dos metais. São Paulo, Escola de Engenharia de São Carlos, 1963.
26. SCULLY, J. C. Fundamentos de la corrosión. Madrid, Alhambra, 1968.
27. SEABRA, A. V. Metalurgia Geral. Lisboa, Laboratório Nacional de Engenharia Civil, 1981. v.1
28. SILVA, L. C. C. Princípios básicos da metalurgia. São Paulo, ABM, 1958. v.3
29. SMALLMAN, R. E. Modern physical metallurgy. 3.ed. London, Butterworth, 1976. 544p.
30. SMITH, G. V. Properties of metals at elevated temperatures. New York, McGraw-Hill, 1950. 401p.
31. VAN VLACK, L. H. Princípios de ciência dos materiais. São Paulo, Edgard Blücher, 1970. 427p.