

MINISTÉRIO DE EDUCAÇÃO E CULTURA
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
DEPARTAMENTO DE METALURGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
METALÚRGICA E DOS MATERIAIS - PPGEMM

A INFLUÊNCIA DA EXTRAÇÃO DE CALOR NA MICRO
E MACROESTRUTURA DE FERRO FUNDIDO NODULAR

por

MARCO ANTONIO DOS SANTOS

Engenheiro Mecânico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da
Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa
de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Ma
teriais - PPGEMM

Porto Alegre

1976

ESCOLA DE ENGENHARIA
BIBLIOTECA

1

A INFLUÊNCIA DA EXTRAÇÃO DE CALOR NA MICRO
E MACROESTRUTURA DE FERRO FUNDIDO NODULAR

TESE

Apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Metalúrgica e dos Materiais - PPGEMM, como parte dos
requisitos para a obtenção do Título de

MESTRE EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS

por

MARCO ANTONIO DOS SANTOS

Engenheiro Mecânico

1976

Esta TESE foi julgada adequada para a obtenção do Título de Mestre em Ciência dos Materiais e aprovada, em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador : ARNO MÜLLER
Doutor em Ciência

Banca Examinadora :

Doutor Arno Müller
Doutor Graeme John Davies
Doutor Francisco José Kiss

Curso de Pós-Graduação:

ARNO MÜLLER-- Doutor em Ciência

Coordenador do PPGEMM

PARA AQUELES CUJA FÉ, INSPIRAÇÃO E ENSINAMENTOS
TORNARAM POSSÍVEL ESTA CONQUISTA

MINHA MÃE E MEU PAI

AGRADECIMENTOS

- Ao Prof. Dr. Arno Müller, pelo apoio e dedicação que me concedeu na realização deste trabalho.
- A Coordenação do Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - CAPES, pela bolsa concedida.
- Ao Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, pela colaboração prestada, no que diz respeito à preparação de corpos de prova para metalografia e estudo micrográfico.
- À Fundação Minuano S.A. - FUMISA, através dos Engenheiros Sérgio E.A. Kessler e Paulo Cruz, pela elaboração dos corpos de prova.
- À Financiadora de Estudos e Projetos - FINEP, pelo auxílio financeiro que proporcionou à realização deste trabalho.
- Ao técnico Rubem Schmitt Kroeff, pela elaboração das fotomicrografias.
- À Srta. Vera Lia Schaefer, secretária do PPGEMM, pela dedicação prestada na parte de datilografia do trabalho.

- Ao desenhista Vilson João Batista, pela elaboração dos gráficos e desenhos.
- Aos professores e colegas do PPGEMM, pelo estímulo demonstrado.

ÍNDICE

1. INTRODUÇÃO	1
2. CONSIDERAÇÕES GERAIS	2
2.1. Principais Tipos e Aplicações	3
2.2. Unidades de Obtenção e Ligas Inoculantes Usadas	3
2.3. Processos de Inoculação	5
3. TEORIAS DE NUCLEAÇÃO E CRESCIMENTO DA GRAFITA ESFEROIDAL	11
4. CERTAS VARIÁVEIS E SUA INFLUÊNCIA NO FERRO FUNDIDO NODULAR	26
5. PARTE PRÁTICA	44
5.1. Obtenção de Lingotes Unidirecionais	44
5.2. Unidade de Obtenção, Processos de Produção e Inoculação	46
5.3. Preparação dos Corpos de Prova para Exame Metalográfico e Determinação de Dureza	47
6. RESULTADOS OBTIDOS	49

6.1. Macrografia	49
6.2. Macro dureza ao Longo dos Lingotes	50
6.3. Distribuição de Nódulos	54
6.4. Variação no Tamanho do Nódulo e Área Ocupada pelos Mesmos com a Distância da Interface Metal-Molde	63
6.5. Micrografia	66
7. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	85
8. CONCLUSÕES	98
9. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	100
ANEXO I	101
BIBLIOGRAFIA	105

RESUMO

No presente trabalho estudou-se a influência da extração de calor em lingotes de ferro fundido nodular de 140mm de comprimento e 30mm de diâmetro, com composição de: 3,6%C, 2,2%Si, 0,8%Mn e 0,05%Mg residual.

Utilizando a técnica de solidificação unidirecional observou-se a variação no número de nódulos, forma e tamanho e na matriz, ao longo dos lingotes.

Nas experiências realizadas, verificou-se uma extração de calor intermediário, entre coquilha em contato direto e 10 mm de areia mais coquilha, em que a distribuição de nódulos, ao longo do lingote, sofreu uma grande variação, não notada em outros trabalhos. A mesma apresentou um mínimo nas proximidades da coquilha e um máximo a mais ou menos 9mm da interface metal-coquilha. Observou-se também um relacionamento entre a variação de dureza e a matriz, com a extração de calor.

8

SUB-CENTRO METALURGIA

Escola de Engenharia - UFFGS
Av. Osvaldo Aranha, 99 - 6º Andar
PORTO ALEGRE - 90.000

ABSTRACT

The influence of the heat extraction on the solidification of unidirectionally solidified eutectic nodular iron ingots of ϕ 30mm x 140mm length and with 3,6% C, 2,2% Si, 0,8% Mn, 0,05% Mg has been studied.

Four ingots of the same size were poured at the same moment with 290°C of superheating into 4 different molds.

Macro and micrographic techniques have show quantitatively the differences in nodules densities and size distribution along the ingots, related to the heat extraction.

It has been found that with a critical heat extraction condition, located between a 30mm thick nodular iron chill and 10mm sand + 30mm thick nodular iron chill, the nodules density curve changed dramatically from a naturally decaying to a bell type curve. This curve has a maximum at 9mm from the metal mold interface. These results could be explained among other mechanisms by a supercooling greater than ΔT_{crit} . for normal nucleation.

It has been shown that the hardness is inversely proportional not only to the nodulized fraction but mainly depends on the matrix state of tension.

LISTA DE SÍMBOLOS EMPREGADOS

- A = superfície lateral do lingote, cm²
- a_n = difusividade térmica, cm²/s
- b_n = difusividade de calor, $\sqrt{k\rho C_p}$, cal/cm² °C seg^{1/2}
- B₂ = constante = T_v - T_{i2}
- B'₂ = constante = T_v - T_{i'2}
- H* = calor de fusão adimensional
- M = constante metal-molde, adimensional
- n = índice referente ao meio
- Q = fluxo de calor, cal/cm² s (genérico)
- S* = superaquecimento, adimensional
- T_{i'2} = temperatura interface areia-metal, °C
- T_{i2} = temperatura na interface metal-molde de Schwarz, °C
- T_F = temperatura de fusão, °C
- ΔT = grau de superesfriamento
- T_V = temperatura de vazamento, °C
- T_o = temperatura inicial do molde, °C
- T₁ = temperatura no molde, °C
- T₂ = temperatura no metal sólido, °C

- T_{i_3} = temperatura interface metal-molde, supondo líquido metaestável, °C
- T_3 = temperatura no metal líquido, °C
- T'_{i_3} = temperatura no metal líquido, superesfriado (metaestável), °C
- t = tempo, s
- V = volume do lingote, cm^3
- $V_{N,C}$ = velocidade de nucleação ou crescimento, n/s
- X_1 = distância da interface coquilha-metal, cm
- X_2 = distância da interface areia-metal, cm
- ϕ = constante de solidificação de Schwarz, adimensional
- ξ = coordenada da interface sólido-líquido, cm
- θ = ângulo do fluxo de calor máximo em relação à direção longitudinal do lingote

1. INTRODUÇÃO

Desde a primeira divulgação do ferro fundido nodular em 1948 (1), por H. Morrogh, como processo industrial, diversos trabalhos e pesquisas foram desenvolvidos, tanto no sentido de explicar a origem e formação da grafita esferoidal, como das características de solidificação do novo material, (6,10,12,16)

Diversos pesquisadores realizaram estudos sobre a influência de determinados parâmetros, como também da presença de elementos residuais na liga nodular, procurando explicar as formas da grafita degenerada ou outros tipos característicos e seus efeitos nas propriedades mecânicas.

No presente trabalho procurar-se-á estudar a influência da extração de calor na micro e macroestrutura de um ferro fundido nodular, visando, principalmente, a variação do número de nódulos, forma e a matriz ao longo dos corpos de prova. Constitue-se numa aplicação da metodologia empregada por outros autores, no estudo das ligas de Al (2,3).

2. CONSIDERAÇÕES GERAIS

O nodular é um ferro fundido que tem, como principal característica, a presença de grafita em forma esferoidal, em sua estrutura. A medida que os nódulos aproximam-se da forma esférica, o produto apresenta melhores propriedades mecânicas e melhor qualidade.

Segundo a matriz em que está disposta a grafita, podemos classificá-las em:

- a) matriz ferrítica
- b) matriz perlítica
- c) matriz ferrítica-perlítica ou perlítica-ferrítica
- d) matriz martensítica ou bainítica.

Os itens a, b e c podem ser obtidos por tratamento térmico de recozimento, normalização e recozimento parcial, ou então, quando a composição química e velocidade de esfriamento es tão dentro de condições adequadas, bruto de fusão. O item d, pode ser obtido por têmpera ou revenimento.

2.1. Principais Tipos e Aplicações

Entre os principais tipos e suas aplicações, pode-se citar:

- ASTM-A536-65T, válvulas e corpo de bombas, peças sujeitas à choque e fadiga por cargas intermitentes, virabrequins, engrenagens com alta resistência, pinhões, cilindros e patins deslizadores;
- SAE-J434a, equipamentos agrícolas e dispositivos em geral para máquinas;
- ASTM-A476-62T, cilindros de secagem de laminadores de papel;
- ASTM-A395-61, válvulas e acessórios para vapores e equipamentos para indústria química;
- MIL-I-24137, equipamentos elétricos para navios, bloco de máquinas, bombas, compressores e equipamento hidráulico;
- MIL-I-1146, equipamento militar;
- ASTM-A439-62, matriz austenítica, resistência ao calor, corrosão e desgaste;
- MIL-I-22243, onde é necessário máxima tenacidade ao entalhe
- ASTM-A445-63T, matriz ferrítica para válvulas, flanges, acessórios e componentes de tubulação.

2.2. Unidades de Obtenção e Ligas Inoculantes Usadas

Por apresentar propriedades intermediárias, o nodular avança tanto no campo dos aços como no do ferro maleável.

Em relação ao aço, apresenta maior fluidez, ponto de fu

são mais baixo, melhor resistência à corrosão e ao desgaste. Suas propriedades mecânicas são semelhantes às do aço médio carbono. É mais fácil de ser fundido e apresenta peças mais perfeitas, de acabamento mais simples.

Em relação ao maleável, o nodular tem a vantagem de, em certos casos, não exigir tratamento térmico após fundição e, quando necessário, o ciclo é diminuto, variando de uma a duas horas, enquanto o maleável gasta no mínimo, vinte horas. Além disso, o nodular não apresenta limitação quanto à espessura (obtem-se bons resultados desde 3mm até 1200mm), mas, tem a desvantagem de necessitar controle rigoroso da composição química.

Pode-se obter ferro nodular através de várias unidades de fusão, fazendo-se o controle da temperatura e da composição, usando-se geralmente:

- cubilô com sucata e escória ácida ou básica;
- dupla fusão, em cubilô e em forno elétrico (ácido ou básico), onde são feitos os ajustes de composição;
- forno elétrico básico ou ácido.

Para obter-se propriedades mecânicas elevadas, o teor de enxofre do banho deve ser inferior a 0,02%, o que, consegue-se por meio de dessulfuração, podendo-se optar por um destes quatro métodos:

- a) cubilô tratado com dessulfurante;
- b) cubilô com sucata, escória básica (na qual a proporção de $CaO.MgO/SiO_2Al_2O_3$ é maior do que um);
- c) forno elétrico (ácido) com matéria prima de baixo teor de enxofre;

117
d) forno elétrico (básico) com sucata e escória básica.

A seleção do método depende da disponibilidade de equipamento, matéria prima e custo.

Além do magnésio puro, as ligas mais usadas são: Ni-Mg; Fe-Ni-Si-Mg; Fe-Si-Mg-Ce ou combinação de Ni-Mg e Fe-Si-Mg-Ce.

O excesso de magnésio provoca a formação de cementita e quando o ferro necessitar de boa ductilidade (as cast), inocula-se também silício após a inoculação de magnésio.

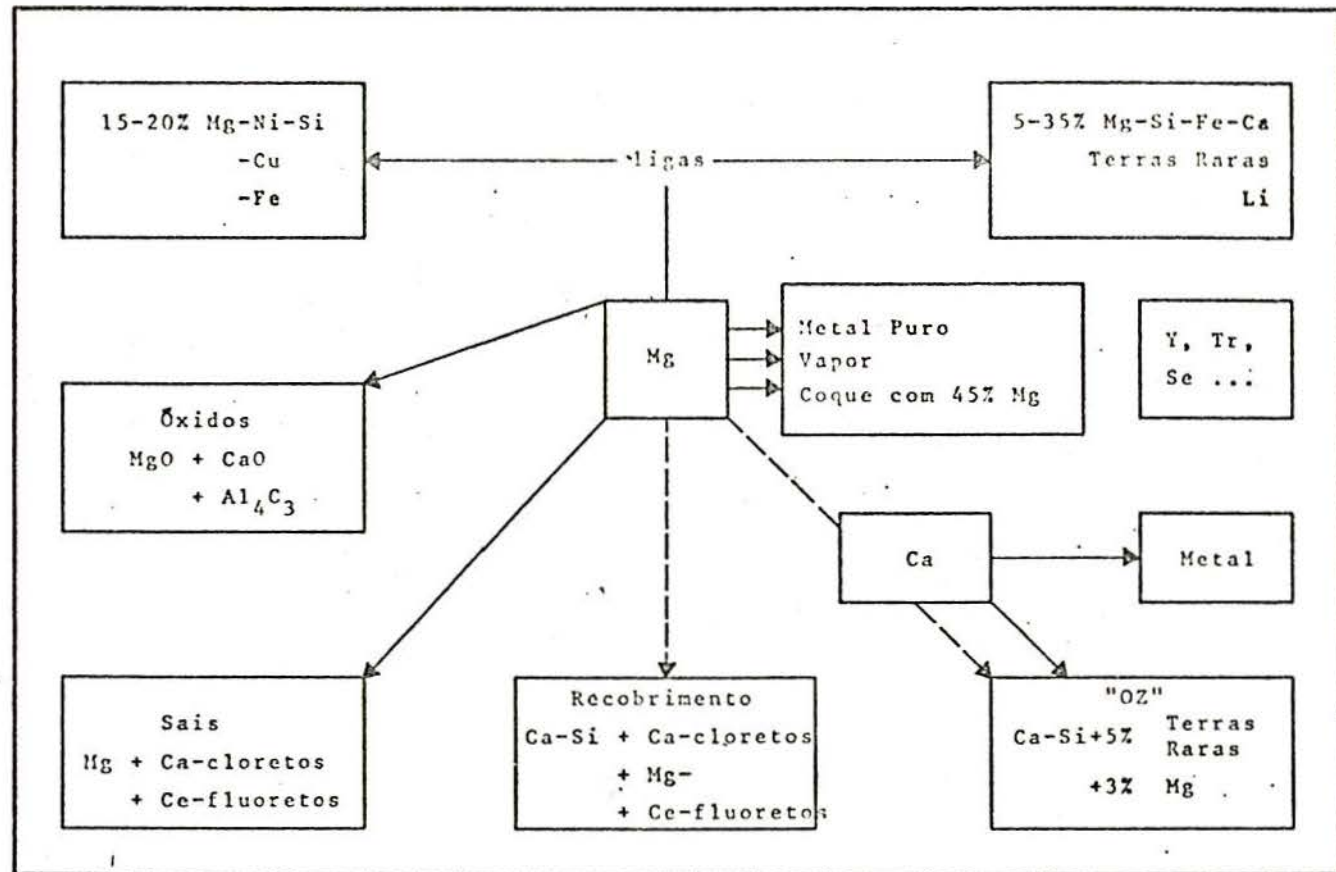
No controle, os elementos do ferro base que será convertido em nodular, são divididos em dois grupos:

- a) os que devem ser controlados através da seleção dos materiais a serem fundidos (Cr, Mo, V, Ti, Cu, Al e P);
- b) os que aumentam ou diminuem durante a fusão e tratamento (C, Si, S, Ni).

O teste de fratura indica quando o metal pode ser vazado, mas não determina a qualidade do ferro quanto as suas propriedades mecânicas. A fratura branca indica que o produto é satisfatório. O teste ou análise da microestrutura, determinará a aprovação, rejeição ou possíveis tratamentos térmicos, aos quais a peça fundida deverá ser submetida, se vazada com a corrida analisada.

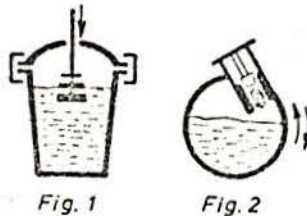
2.3. Processos de Inoculação

1º Processo: introdução, sob pressão, de Mg (ou de Ca, Ce, Na, K e Li). A adição destes metais puros somente é possível sob pressão, já que seu ponto de ebulição encontra-se abaixo da temperatura de tratamento da



PROCESSOS DE INOCULAÇÃO

liga ferrosa base (exemplo: Mg - temperatura de ebulição 1107°C). Por meio da sobrepressão a temperatura é elevada consideravelmente acima da temperatura do banho, Fig. 1 e Fig. 2.



2º Processo: introdução do coque impregnado com Mg. Seu rendimento é de 30% e a absorção de C é da ordem de 0,05% a 0,10%. Como indica a Fig. 3, o fundo da panela é destacável para colocação do coque, que apresenta 43% de Mg e é conhecido na literatura, por "Mag-Coke".



3º Processo: introdução por simples transferência (Fig. 4). Aplicada principalmente quando se utilizam ligas nodularizantes, do tipo NiMg, FeNiMg, (FeSiMg). Temperatura de inoculação; 1450°C - 1520°C. Vantagens: não requer panela especial ou equipamento adicional. Desvantagens: há tendência da liga a

flutuar no banho ($\text{NiMg} = 6,5 - 6,7 \text{ g/cm}^3$), em casos de elevada profundidade do mesmo. Para ligas FeSiMg, pela sua baixa densidade, este processo tem aplicações restritas.



Fig. 4



Fig. 5

4º Processo: transferência tipo "sandwich", Fig. 5. Aplicado principalmente para ligas isentas de Ni, com teores de Mg em torno de 10%. Temperatura de inoculação: $1480^{\circ}\text{C} - 1520^{\circ}\text{C}$. Vantagens: tratamento rápido e simples do metal líquido, sendo desnecessários equipamentos adicionais. Há melhor rendimento de absorção do Mg, pelo retardamento da reação decorrente do recobrimento da liga nodularizante, por pequenos retalhos de chapas de aço. Desvantagens: para tratamento de grande volumes, torna-se necessária panela com fundo de grande espessura, já que o rebaixo é limitado de $1/3$ a $1/2$ da área do fundo. Emprega-se com ferro base de baixo enxofre ($\text{S} \leq 0,04\%$) e com nodularizante de pequenas tolerâncias quanto à granulometria.

5º Processo: imersão por sino, Fig. 6. Aplicado, principalmente, para ligas com elevado teor de Mg (> 15%) do tipo FeSi(Ca) Mg. Temperatura de inoculação: 1450°C à 1520°C. Vantagens: alto rendimento de conversão em ferro esferoidal - distribuição uniforme do Mg no metal líquido. Requer menores quantidades de liga nodularizante, conseqüentemente, menor introdução de outros elementos. Produtos de reação são eliminados do banho, em face da elevada pressão do vapor de Mg. Desvantagens: as panelas são especiais e há necessidade de equipamentos adicionais.



Fig. 6

6º Processo: agitação com pá giratória, Fig. 7. O nodularizante é despejado sobre o banho líquido e a agitação promove a sua introdução. Baixo rendimento.



Fig. 7

7º Processo: panela oscilante ou giratória, Fig. 8. O nodularizante é despejado com o ferro líquido. Baixo

rendimento.

SUB-ENTRO METALURGIA

Escola de Engenharia - UFG
 Av. Osvaldo Aranha, 99 - 6º Andar
 PORTO ALEGRE - 90.000



Fig. 8

8º Processo: cobertura com carbureto de cálcio (CaC_2), Fig. 9. Assemelha-se ao processo "sandwich". O nodularizante recebe cobertura por CaC_2 , que é furado após o derrame do ferro líquido.



Fig. 9

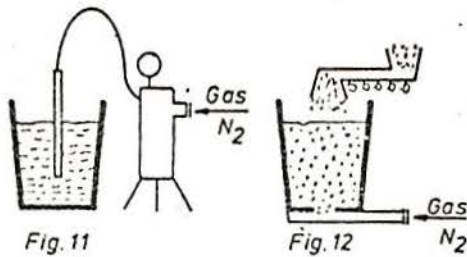
9º Processo: despejo na bica, Fig. 10. O nodularizante é adicionado ao ferro líquido, junto à bica.



Fig. 10

10º Processo: borbulhamento com gás, Fig. 11 e Fig. 12. O nodularizante é despejado sobre o banho líquido e o borbulhamento com gás, como N_2 , promove a agitação.

ESCOLA DE ENGENHARIA
 BIBLIOTECA



119 Processo: introdução de materiais reativos, por meio de coberturas escorificantes, Fig. 13. A escória de recobrimento reage com o metal. É o processo "OZ" (Japão), sendo "OZ" um fluxo com CaSi granulado, 3% Mg e Terras Raras.

A Fig. 14 mostra uma variante, em que a cobertura escorificante compõe-se, principalmente, de $MgCl_2$ e $CaCl_2$ com adições de $CeCl_3$ e CeF_3 . Obtêm-se, por eletrólise em cadinho básico, a redução de elementos formadores de grafita esferoidal.



Fig. 13



Fig. 14

3. Teorias de Nucleação e Crescimento da Grafita Esferoidal

Em 1948, H. Morrogh (1), em seu trabalho sobre a "Produção de estruturas de grafita nodular em ferros fundidos cinzentos", segundo um processo que envolvia o tratamento de um ferro fundido hipereutético, com baixo teor de enxofre, através da adição de cerio (Ce) antes do vazamento, dava início à pro-

dução de novo material, que seria, mesmo nos dias de hoje, tema de estudo e pesquisa para muitos estudiosos.

Neste mesmo ano, na Convenção da A.F.S., na Filadélfia, durante a discussão do trabalho de H. Morrogh, Thomas H. Wickenden (4) anunciou, que também havia desenvolvido um processo que poderia produzir grafita esferoidal. O mesmo, consistia na inoculação, dentro do ferro líquido, de pequena mas eficiente quantidade de magnésio ou de um agente de adição contendo magnésio, por exemplo, uma liga de Ni-Mg (5).

A partir de então, diversos trabalhos e mesmo teorias, foram levantadas, procurando explicar a origem, formação e crescimento dos nódulos de grafita.

Teoria da "Energia Mínima" - F.H. Buttner, H.F. Taylor e Keverian (6): "Existe um valor crítico de energia interfacial metal-líquido e partícula de grafita, abaixo da qual a forma lamelar do grafite é favorecida e, acima da qual, a forma grafita esferoidal é a mais estável."

Esta afirmação baseava-se no fato experimental de que o ferro fundido cinzento comercial, com alto teor de enxofre, molhava o cadinho do forno de indução, onde estava em forma líquida.

Entretanto, o ferro nodular refundido (enxofre previamente removido com magnésio) não molhava o grafite. Logo, concluíram que a energia interfacial entre o metal líquido e o grafite é baixa, no caso do ferro cinzento, e alta, no ferro nodular refundido.

Os autores, utilizando a Teoria de Nucleação de Becker, também conhecida como Teoria de Volkmer (7), que estabelece ,

que em uma solução o início de precipitação ocorre com uma evolução de energia F , onde,

$$\Delta F = \Delta F_v + \Delta F_p \quad (1)$$

estabeleceram uma relação com as energias acima descritas.

ΔF_v = é a energia livre molar realizada pela reação, e é, por convenção, negativa em sinal.

ΔF_p = é a energia livre interfacial.

ΔF = é a energia livre de ativação da reação "driving force", e tende a um máximo negativo, indicando que F_p tende a um mínimo.

Quando a forma da partícula é uma lâmina (grafita em veio ou em lâmina), temos:

$$\Delta F_l = \Delta F_f + \gamma_{l-g} A_l \quad (2)$$

ΔF_f = é a energia usada para formar o volume da lâmina de grafita e é normalmente $p\Delta V$, sendo p a altura metalostática e ΔV a variação de volume, que está associada à variação de densidade entre o grafite e o banho líquido.

γ_{l-g} = é a energia específica (energia por unidade de área) na interface metal líquido e grafita.

A_l = é a área da superfície da lâmina de grafita.

No caso da partícula esférica, o termo do lado direito da equação tem um componente extra, de acordo com as dislocações adicionais, presentes na estrutura esférica (ΔF_d). A energia de dislocação seria devida às dislocações introduzidas no cristal, de maneira a manter uniforme o espaçamento atômico

em todos os planos basais no cristal.

$$\Delta F_e = (\Delta F_f + \Delta F_d) + \gamma_{1-g} A_e \tag{3}$$

ΔF_d = energia de dislocação.

A_e = área da superfície da esfera de grafita.

Plotando-se a equação (2) e (3), com ΔF_p vs. γ_{1-g} , obtém-se o diagrama qualitativo da Fig. 15. As equações (2) e (3) são no presente momento lineares, onde a área no último membro é a inclinação da linha em cada caso e o restante do membro do lado direito da equação é a intersecção vertical.

Para um dado volume, em cada caso, a área da superfície da lâmina de grafita (A_l) é bastante superior a área da superfície do esferoide de grafita e, portanto, a equação (2) possui uma inclinação maior. Entretanto, desde que a esfera possui mais alta energia de volume, devido as dislocações adicionais, a equação (3) possui uma intersecção vertical maior.

Plotadas juntamente, as duas curvas cortam-se em um valor crítico de energia, abaixo do qual a forma, grafita em lâminas, é a forma de mais baixa energia e, acima da qual, a grafita esferoidal, é a forma de mais baixa energia.

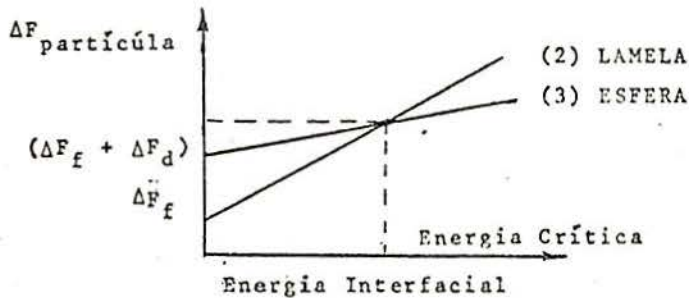


Fig. 15

24

A ação do magnésio ou outro inoculante, na obtenção do ferro nodular, seria, segundo esta Teoria, de três ordens :

- 1º) desoxidação e dessulfuração do metal líquido. Experiências suplementares mostraram que o oxigênio e o enxofre adicionados a uma liga Fe-Si-C pura, variavam as características de umedecimento da mesma. Se presentes, o oxigênio e o enxofre, haveria umedecimento. Por outro lado, se não estivessem presentes, não haveria umedecimento. Assim a remoção destes elementos do metal líquido, faria com que a energia interfacial entre o metal líquido e a grafita aumentasse acima do valor crítico;
- 2º) o inoculante, de alguma maneira, estimularia a nucleação e a grafita iniciaria a crescer na fase líquida;
- 3º) o magnésio residual, no seio do líquido, contribuiria para a camada adsorvida de Bernauer (8), provocando o crescimento da grafita, em forma de uma esfera, com o plano basal de mais baixa energia gerando a superfície da esfera.

Bernauer, descreve como as esferulitas podem formar-se, em muitos meios diferentes: orgânicos e inorgânicos com um filme adsorvido ao núcleo; existe uma inibição do crescimento direcional, o qual, normalmente, levaria a uma forma de lâmina (placa, chapa; folha).

Teoria da "Austenita Supersaturada" - Albert de Si (9, 10, 11): "parece provável que os nódulos de grafita originam-se e crescem na austenita supersaturada".

O crescimento regular do cristal esferulítico parece so

mente possível em uma fase simples ou no mínimo em um meio isotrópico, propício ao fenômeno de difusão.

Para ilustrar este princípio, pode ser interessante dar uma detalhada descrição do crescimento da esferulita de grafita na austenita supersaturada, como resultado da hipótese acima enunciada. O crescimento da esferulita é esquematizado pela Fig. 16.

V = velocidade de difusão do carbono no Fe

v = velocidade de difusão do ferro no Fe (autodifusão)

$V > v$

C = átomo de carbono (o)

Fe = átomo de ferro (O)

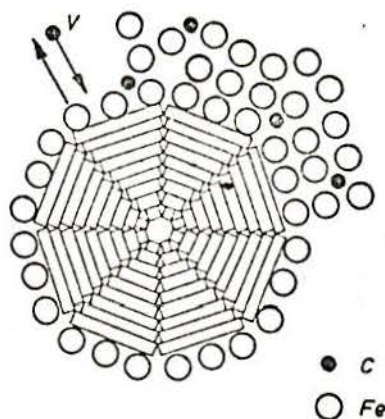


Fig. 16

Em qualquer momento, durante o crescimento do cristal de grafita, a forma da superfície externa é controlada pela velocidade de difusão dos átomos de ferro, envolvendo a partícula de grafita. Na verdade, na edificação do cristal de grafita, ambos fenômenos, evacuação dos átomos de ferro e sua re colocação por átomos de carbono, são necessários. Por outro

lado, é bem sabido que a velocidade de autodifusão dos átomos de ferro é muito mais baixa que a velocidade de difusão dos átomos de carbono, assim que, o primeiro fenômeno necessariamente controla a forma da superfície da partícula de grafita.

Se, na vizinhança imediata do crescimento do cristal de grafita, a solução é suficientemente homogênea como a austenita, a velocidade de autodifusão do ferro é a mesma em todas as direções e os vazios deixados pelos mesmos, em seu movimento para fora, são ocupados pelos átomos de carbono, provocando a forma esferoidal.

A adição do agente inoculante eliminaria os núcleos específicos de grafita, principalmente, através da redução das partículas de sílica. Isto, provocaria um superesfriamento e supersaturação da austenita, condição necessária para a nucleação da grafita nodular.

O autor procurou, nos elementos inoculantes, uma propriedade comum que podesse ter relação com a formação da grafita esferoidal; esta propriedade comum seria a tensão de vapor. O valor da mesma pode ser estimado pela localização, de seu ponto de ebulição, na escala de temperatura, Fig. 17.

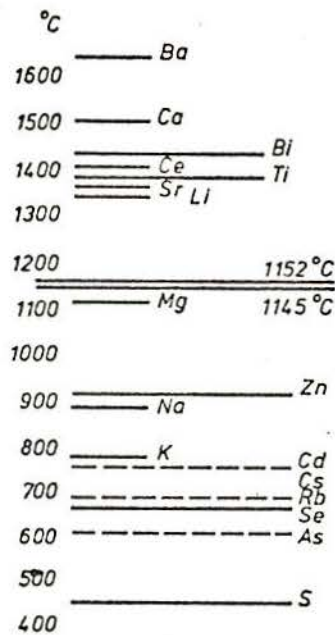


Fig. 17 - Temperatura de ebulição dos elementos capazes de produzir ferro nodular, ou no mínimo, algumas esferulitas (exceto As, Rb, Cs e Cd).

Os elementos inoculantes poderiam formar bolhas de gás no metal líquido e estas isolariam ou envenenariam os núcleos específicos da grafita. Isto dar-se-ia da seguinte forma. se bolhas de gás estão em emulsão na solução líquida, as mesmas podem fixar-se nas partículas sólidas em suspensão na mesma. Igualmente, se um elemento em solução é vaporizado, a bolha de gás do mesmo precipitar-se-á na interface da solução líquida-partícula sólida em suspensão, e isto acontecerá tão mais fácil, quanto mais rugosa for a superfície da partícula sólida. Então, pode acontecer que as partículas sólidas, em suspensão no ferro líquido e junto com elas, as partículas viscosas de sílica fiquem separadas do metal líquido, por bolhas

de gás ou por uma camada de gás absorvida.

Considerando os elementos classificados na Fig. 17, os mesmos podem ser divididos em dois grupos, separados pela temperatura de solidificação do ferro fundido:

19) para os elementos do grupo de alto ponto de ebulição as bolhas de gás não existem, na temperatura de solidificação. Durante o esfriamento do ferro líquido, os elementos formadores de bolhas de gás ou de camada de gás, condensarão sobre a partícula sólida, nas quais a camada de gás tinha sido absorvida. Se esta partícula era um núcleo específico de grafita, parece provável que a mesma perca sua propriedade de núcleo específico e passe a ser um núcleo envenenado;

29) para os elementos com baixo ponto de ebulição, é evidente que a bolha de gás ou camada adsorvida pode isolar o núcleo, tornando-o ineficiente.

Julgando pelos resultados obtidos com os elementos S, Se, Te, Bi e Zn, parece improvável que um deles possa ter sucesso na produção de ferro nodular, apenas devido ao efeito de bolhas de gás. É possível, entretanto, que os nódulos obtidos com os mesmos resultem do isolamento ou envenenamento, seguido por superesfriamento, saturação da austenita e, finalmente, precipitação de grafita e crescimento esferulítico. Para os elementos Ce, Mg, Li, Sr, Ba, Na e K, a desoxidação parece ser um fator importante e é provável que os gases possam contribuir para neutralização de núcleos não destruídos totalmente (total redução parece difícil, já que a emulsão nunca é perfeita, especialmente com elementos que possuam alto ponto

de ebulição), mas mesmo a influência dos dois fatores é muitas vezes insuficiente.

Finalmente, devido a supersaturação da austenita, o carbono precipitar-se-ia em numerosos pontos, junto à superfície do cristal, desde que relativamente um alto gradiente de concentração de carbono ali exista. Então, todas as esferulitas nascem em um curto espaço de tempo, perto do início do "eutectic arrest".

Para de Sy, o fenômeno poderia ser como uma reação ou transformação peritética.

Teoria da "Bolha de Gás" - Yamamoto, Kawano, Murakami Chang e Ozaki (12): "a nodularização da grafita dá-se através da suspensão de bolhas de gás no ferro líquido. A interface gás-líquido atua como sítio de nucleação, isto é, a grafita nucleia em diversos lugares sobre a superfície da bolha de gás, a qual será progressivamente coberta com diversas finas plaquetas (platelets) de grafita".

Os núcleos de grafita crescerão ao longo da interface, como lâminas paralelas ao plano basal (0001) do cristal de grafita, devido ao crescimento lateral, preferencial e rápido. As bordas do grão serão formadas como resultado do contato entre os diversos cristais crescendo. Então, os nódulos de grafita possuirão uma estrutura policristalina, com o eixo "c" de todos os pequenos cristais (crystallites) apontando na direção radial.

Em ferro fundido no estado supersaturado, o potencial químico dos átomos de carbono no metal líquido é mais alto do que dos átomos de carbono no cristal de grafita e do que o po

3

tencial químico dos átomos de carbono nas bolhas de gás, naturalmente, extremamente baixo no estado inicial da formação do nódulo de grafita no interior da bolha de gás. Então, átomos de carbono serão transportados do ferro fundido supersaturado para as bolhas de gás e o crescimento realiza-se de fora para dentro, por meio de crescimento espiral. O crescimento no interior das bolhas de gás esférico é centrípeto, sendo que os átomos de carbono são transportados por difusão de borda do grão. Ao enchimento completo da bolha segue-se o crescimento centrífugo, Fig. 18.

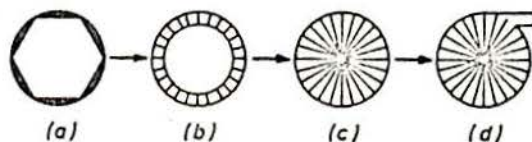


Fig. 18 - Formação de um nódulo de grafita (esquemático).

Esta formação preferencial de grafita nodular no interior de bolha de gás é suportada por outro ponto de vista.

Em geral, a presença de defeitos estruturais no estado sólido permite que precipitados formem-se com muito menos energia de ativação do que seria necessário para a precipitação homogênea. Isto é muito similar ao caso da formação preferencial de nódulos de grafita no interior de bolhas de gás. Além disso, quando bolhas de gás estão presentes, não é necessário a migração de átomos de ferro para fora, a fim de permitir a formação dos nódulos de grafita. Portanto, não é necessário energia de ativação para migração dos átomos de ferro,

sendo esta, maior do que a necessária para a migração dos átomos de carbono.

Av. Osvaldo Cruz, 99 - 6º Andar
PORTO ALEGRE - 90.000

Se existirem bolhas de gás no banho, o aumento de tamanho do cristal de grafite faz-se de fora para dentro e não ao contrário, como descrito acima.

Entretanto, isto não exclue necessariamente o crescimento centrífugo, isto é, os nódulos de grafita podem crescer externamente após o preenchimento da bolha de gás com grafita, especialmente, quando a quantidade de bolhas de gás é insuficiente, em comparação com o volume de grafita e o tamanho da bolha é extremamente pequeno.

Trabalhando com vários tipos de gases (N₂, H₂, CO₂ e Ar), três tipos de ferro fundido e vários métodos de injeção do gás (borbulhamento direto, injeção de metais raros (Ce, La, Ti, Y ou Zr) hidrogenados e precipitando N₂ do banho supersaturado, mediante alívio da pressão total), chegaram as seguintes conclusões experimentais:

- a - Obtêm-se nódulos de grafite mediante a adição de metais raros hidrogenados; é impossível obtê-los com metais não hidrogenados (desgaseificados). Quando a temperatura do Ce, rico em H₂ é aumentada pela imersão no ferro líquido, formam-se bolhas muito pequenas de H₂. As mesmas são preenchidas por grafita durante a solidificação e, então, formam os nódulos de grafita. A presença de bolhas de H₂ é responsável pela nodularização e elementos que possuam a propriedade de absorver gases sob baixa temperatura e liberá-los quando a temperatura alcança um alto valor, exercem influência nodularizante sob condições apropriadas.

- b - A precipitação de N_2 dissolvido numa solução supersaturada de ferro, mediante alívio da pressão total, produz nodularização. Segundo os autores, o ferro líquido com alto teor de nitrogênio dissolvido, sob alta pressão, torna-se supersaturado quando a pressão cai. O nitrogênio precipita-se, formando uma dispersão muito fina de bolhas, as quais são, subsequentemente, preenchidas com grafita durante a solidificação do metal líquido. Se a pressão é diminuída rapidamente durante a solidificação, bolhas de gás, extremamente grande que se formaram, permanecem em forma de grandes cavidades visíveis a olho nu após o metal solidificado.
- c - A injeção direta de vários gases no líquido, através de tampões porosos ultrafinos, também produzem nodularização.
- d - Observa-se, frequentemente, cavidades de gás e nódulos de grafita vazios, o que parece ser devido ao incompleto preenchimento da bolha de gás pela grafita.
- e - Nódulos de grafita possuem estrutura policristalina com o eixo "c" de todos os pequenos cristais apontando na direção radial. Em geral, o plano de rede mais densamente compactado possui a menor energia superficial (surface energy) e, então, será o plano ao longo do qual o crescimento mais rapidamente ocorrerá, devido a maior probabilidade de nucleação superficial. O plano de rede mais densamente compactado no cristal de grafita é o 0001, plano basal.

No processo de crescimento externo, a morfologia do

crystal de grafita variará da forma esférica a uma outra forma irregular, devido a considerável anisotropia do comportamento de crescimento do cristal, isto é, a forte tendência do crescimento preferencial ao longo do plano basal (0001).

Como mencionado acima, a forma esférica e a estrutura policristalina com o eixo "c" de todos os pequenos cristais apontando na direção radial, foi explicada, baseada na teoria das bolhas de gás (The Bubble Theory). Nesta explicação, a forma esférica e a tendência original do cristal de grafita a crescer ao longo do plano basal (0001) são compatíveis. Em essência, o nódulo de grafita pode ser dito, formado como resultado do empilhamento de grafita plana em um vazio de estrutura ou armação esférica.

4. CERTAS VARIÁVEIS E SUA INFLUÊNCIA

NO FERRO FUNDIDO NODULAR

"Spikes"

O termo "spiking" identifica grãos dendríticos grandes, grosseiramente orientados, que desenvolveram-se durante a solidificação, com ou sem vazios interdendríticos (13). Sua ocorrência na microestrutura bruta de fusão em ferro fundido nodular de carbono, equivalente variável, foi notada e documentada em muitos trabalhos (13, 14, 15, 16).

Foi observado pela primeira vez em fundição comercial (14, 15), tendo sido reproduzido depois, também, em laboratório (16). Nos ferros nodulares que continham esta estrutura, observava-se um número baixo de nódulos de grafita, com distribuição alinhada (15, 16, 17).

A adição de 0,01% Bi determinou, em muitos casos, a total eliminação da referida estrutura (13, 15, 17).

A fusão de cargas severamente oxidadas, fusão sob atmosfera de vapor d'água e temperatura do metal líquido em torno de 1566°C ou acima, favoreceu a formação de "spikes" (16,17).

A presença desta estrutura indica um mecanismo de solidificação que difere do modo de solidificação registrada na literatura (18, 19).

Uma curva de esfriamento característica, denominada "tipo 1" (14), foi associada ao mecanismo de solidificação que produz uma microestrutura normal, livre de "spikes", Fig. 19. Uma curva do "tipo 1" é representada pelo decréscimo contínuo da temperatura, seguido de um claro plateau eutético, durante o qual os esferóides de grafita crescem e ocorre a solidificação do eutético.

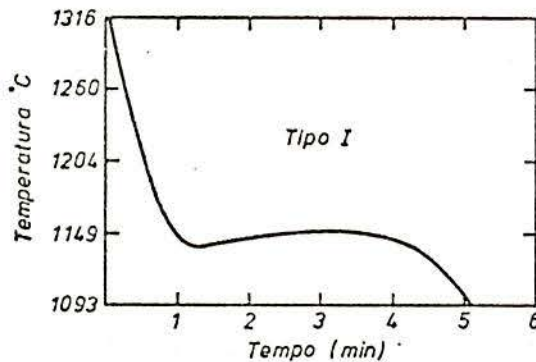


Fig. 19

O mecanismo que produz uma solidificação dendrítica padrão no ferro nodular, está associado com um notável alinhamento dos nódulos dentro da matriz (14, 15, 16, 17). Esta estrutura é acompanhada por uma curva de esfriamento que desvia-se daquela que se poderia esperar para uma liga perto da composição eutética no sistema Fe-C-Si.

O ferro nodular que exhibe "spikes" ou dendritas em sua estrutura, produz uma curva de esfriamento do "tipo 2" (14),

Fig. 20. Um fato importante desta curva é a presença de um plateau a 1221°C ou abaixo (14).

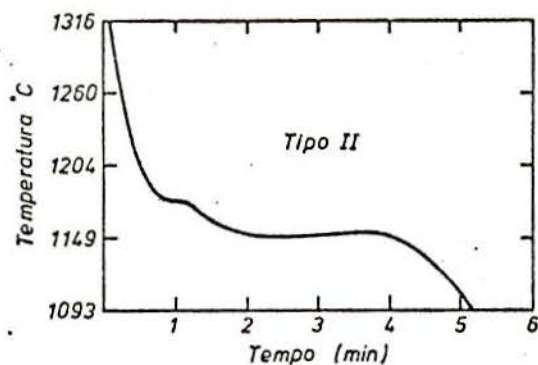


Fig. 20

Diversos autores discutiram as variáveis que influenciam a qualidade do ferro fundido nodular (15, 16, 20, 21, 22, 23, 24, 25, 26).

Tem sido registrado na literatura a nucleação da grafita, tanto no ferro hipo e hipereutético nodular em temperaturas acima da temperatura de início de solidificação do eutético (18, 27, 28).

Loper e Heine (18) demonstraram que a grafita esferoidal no ferro fundido ductil hipo e hipereutético nucleava à temperatura maior do que a de solidificação do eutético (1371°C e abaixo). Os esferóides de grafita cresciam rapidamente entre as temperaturas de 1232°C e 1204°C e, em maior quantidade, entre 1204°C e 1176°C (27).

Os nódulos cresciam envolvidos por uma fina casca de austenita, que os separavam do metal líquido (18, 27).

Numa liga comercial hipereutética (4% C, 2,3% Si), o núme-

ro de nódulos num ferro nodular aumentou à medida que a temperatura diminuía, até alcançar a temperatura de início de solidificação do eutético (1150°C) e durante a solidificação do mesmo verificava-se um pequeno decréscimo, o que foi atribuído a uma redecomposição dos mesmos no meio líquido, durante o decréscimo de temperatura no campo eutético (27).

Para uma liga hipoeutética comercial (3,54% C, 2,14% Si), Loper e Heine (27) verificaram que o número de nódulos decrescia de maneira acentuada durante a solidificação do eutético e que não só os esferóides e a casca de austenita cresceram, como também ocorreu nucleação e crescimento do eutético estável austenita-grafita. Atribuíram este fato ao baixo número de nódulos presentes no início de solidificação do eutético e a nucleação do eutético estável pelas dendritas de austenita, já existentes.

A nucleação da grafita em veios inicia-se à mais ou menos 1150°C e é permitida pelo insuficiente teor de magnésio presente na liga (0,051%Mg presente antes da refusão e 0,028 à 0,031%Mg presente na amostra resolidificada) (27).

Magnésio nos Ferros Fundidos

O efeito do teor de magnésio presente na liga sobre a forma de grafita e a matriz do ferro nodular foi também estudada por outros autores (23, 24, 26, 29).

James F. Ellis e C.K. Donoho (23) estudaram o efeito do aumento do teor de magnésio sobre três ferros de composição básica (hipereutético com 2,85% Si, 3,66% C, 0,012% S, 0,23% Mn e

41
0,036%P; hipoeutético normal com 3,38%Si, 3,14%C, 0,008%S ,
0,18%Mn e 0,033%P; hipoeutético com baixo teor de Mn com 3,04%
Si, 3,02%C, 0,006%S, 0,018%Mn e 0,028%P).

Os mesmos verificaram que a resistência à tração e ao escoamento para estes três ferros alcançaram um valor máximo para mais ou menos 0,05%Mg o qual foi mantido, com o aumento deste teor até as proximidades de 0,18%Mg. A elongação, entretanto, após ter alcançado um máximo para mais ou menos 0,8%Mg mostrou uma diminuição quando este teor ultrapassou 0,14%Mg.

O aumento do teor de magnésio no ferro hipereutético provocava o gradual desaparecimento da grafita em veios, em favor da forma nodular, enquanto no ferro hipoeutético causava o desaparecimento da grafita em veios em favor do tipo "quase veio" e finalmente a forma esferoidal verdadeira (23). Em ferro hipoeutético de baixo teor de manganês, os nódulos de grafita surgem com teores de magnésio mais baixo.

Com níveis mais altos de magnésio, houve a formação de nódulos de grafita com ramificações "spikes" (23).

P.K. Basutkar, C.R. Loper e C.L. Babu (26) observaram, que ao se aumentar a quantidade residual de magnésio para 0,045% em barras de diâmetro 0,5 à 2,5 polegadas, provocava-se, respectivamente:

- 1) aumento na quantidade de carbonetos nas secções delgadas;
- 2) diminuição na quantidade de ferrita da matriz;
- 3) aumento no número de nódulos;
- 4) aumento na nodularidade ou diminuição na quantidade de gra

fita vermicular;

5) aumento na quantidade de carbonetos intercelulares.

Entretanto, um novo acréscimo no teor de magnésio para 0,075% provocava o reverso em alguns dos itens acima:

a) decréscimo no número de nódulos;

b) aumento na quantidade de grafita degenerada, particularmente em secções grossas.

Com baixos níveis de magnésio, o teor do mesmo presente, é insuficiente para efetuar um alto grau de nucleação de grafita esferoidal. Em consequência disto, a nucleação de grafita vermicular ocorrerá em baixas temperaturas (26).

Os autores concluíram, por outro lado, que para teores altos de magnésio, o mesmo interfere com o processo de crescimento da solidificação não-eutética, resultando numa degeneração da grafita e um aumento na estabilidade do eutético de carboneto-austenita.

Nódulos de grafita, com ramificações "spiky", foram observados para teores de magnésio de 0,10% e quando esta quantidade passou de 0,10 para 0,12%, as ramificações cresceram longamente (29).

A quantidade de magnésio a ser adicionada, é uma função do grau de oxidação do metal líquido base e de seu teor de enxofre, como também, do método de inoculação. Teor de magnésio residual entre 0,03% e 0,08% pode ser necessário para assegurar um tratamento eficiente (21). Valor alto é necessário para compensar o teor elevado de enxofre, na análise do ferro base.

Outros estudiosos recomendam teores de magnésio entre 0,04 e 0,06% quando tratar-se de fundição de peças de ferro fundido nodular, submetidas à baixa extração de calor (16, 26, 30).

Carbono Equivalente

Tem sido muito discutido o controle do carbono equivalente (C.E.) em peças de secção grossa de ferro dútil, no sentido de eliminar a flotação de grafita e as formas não esferoidais (15, 20, 21, 22).

Ligas de teor de carbono equivalente mais elevado, apresentaram formas de grafita mais compactas, tendo-se para ligas de carbono equivalente menor, a ocorrência de formas de grafita mais irregulares ou degeneradas (15, 26, 30).

Geralmente, alto número de nódulos foram obtidos com C. E. alto e muito pouca grafita irregular ou vermicular estavam presentes em ferros de alto C.E. (15, 21).

Valores médios do número de nódulos obtidos para ferros hipereutéticos, em função do C.E., estão representados na Fig. 21 (21).

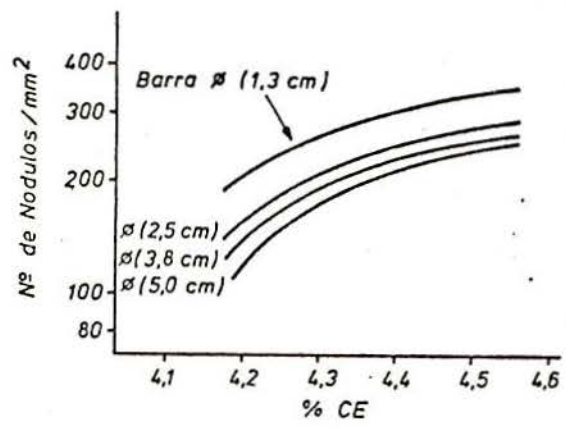


Fig. 21

O teor de C.E. deve ser mantido tão alto, quanto possível, sem que provoque flotação. Geralmente, entre 4,35% e 4,40% C para secções grossas. (15). Loper estabeleceu duas faixas permitidas, de acordo com a espessura da peça (21):

- 1) para peças de espessura maior do que 7,6cm recomendou uma quantidade de C.E. entre 4,30% à 4,35%. Baixo valor desenvolve um número inadequado de nódulos de grafita, enquanto altos valores aumentam a probabilidade de flotação de grafita;
- 2) para peças de espessura entre 0,65 à 7,60cm deverá ser usado um C.E. de 4,35 à 4,70%.

Inoculação, Temperatura de Vazamento
e Permanência na Panela

O uso de ferro-silício, como pós-inoculante, tem demonstrado ser um importante passo para aumentar o número de nódulos em secções grossas e decrescer a quantidade de grafita vermicular (15, 20, 21).

O método mais comum de pós-inoculação é através da adição, na panela de vazamento quando a mesma está sendo enchida, de 0,375% de ferro-silício (20). Este tipo de adição é muito eficiente no aumento do número de nódulos da peça, decréscimo na quantidade de carboneto e grafita vermicular e aumento do teor de ferrita na matriz..

A pós-inoculação com 85% de ferro-silício na bica de vazamento mostrou ser bastante eficiente (20, 21).

Sinãtorá e Bierrenback (31) estudando o efeito da percentagem de Fe-Si, utilizado como inoculante na estrutura e propriedades do ferro nodular, concluíram que:

- 1) para uma mesma composição química final e uma mesma técnica de inoculação, o aumento da quantidade de Fe-Si, utilizado como inoculante, provocou um acréscimo no número de nódulos de grafita. Este efeito foi mais pronunciado em corpos de prova (Y ASTM-A536-72; vazados em areia estufada) com 25mm de espessura, do que naqueles de 12,5mm. Para os de 12,5mm de espessura, este efeito tornava-se menos nítido devido ao aumento do grau de nucleação, causado pela maior velocidade de esfriamento;
- 2) para uma mesma composição química fixa, uma mesma percentagem de inoculante e uma mesma velocidade de esfriamento, a técnica de dupla inoculação mostrou sempre ser mais eficiente que a de simples inoculação. Constataram, ainda, para as três composições estudadas (C-3,4% e Si-2,8%; C-3,6% e Si-2,8%; C-3,8% e Si-2,8%), que as duplas inoculações com 0,25% e 0,50% de Fe-Si foram de eficiência, pelo menos, igual as de simples inoculações com 0,50% e 0,75% de Fe-Si,

respectivamente;

- 3) mantidas constantes a composição química final, a velocidade de de esfriamento e a técnica de inoculação, as propriedades mecânicas, limite de resistência, limite de escoamento e dureza, praticamente não variarão com o aumento da percentagem de Fe-Si como inoculante. O alongamento apresentou, todavia, maiores dispersões;
- 4) de um modo geral, as propriedades mecânicas de resistência foram mais elevadas, quando foi utilizada a técnica de simples inoculação.

Temperatura de vazamento e tempo de permanência prolongado na panela, têm mostrado serem um fator que afeta a qualidade da forma da grafita em peças de ferro nodular de secção espessa.

Baixa temperatura de vazamento favorece a formação de grafita não esferoidal em peças de secção grossa (15, 21) sendo que, uma temperatura de mais ou menos 1371°C é recomendada para secções grossas com a finalidade de minimizar as formas de grafita não esferoidal.

Desde que um excessivo tempo de permanência na panela, após a inoculação de magnésio, pode causar a formação de grafita de formas irregulares, recomenda-se que a peça deva ser vazada não mais do que 10 minutos após a inoculação (20, 21, 25).

A influência de certos elementos presentes na liga de ferro nodular, foi notada por diversos autores (20, 25, 32,33 34, 35).

Bismuto e Telúrio nos Ferros Fundidos

Reesman e Loper (15) verificaram que a adição na cavidade do molde de:

- a) 0,01%Bi em ferro nodular com 4,50% de carbono equivalente, vazado a 1426°C;
- b) 0,01%Bi em ferro nodular com 4,65% de carbono equivalente, vazado a 1393°C; e
- c) 0,01%Bi em ferro nodular com 4,46% de carbono equivalente, vazado a 1449°C e 1426°C em peças de secção grossa, causavam um leve aumento no tamanho do nódulo, um decréscimo no número de nódulos, esferoides mais rompidos, enquanto que, nas secções menores da peça, havia uma melhora na forma do nódulo.
- d) 0,01%Te em ferro nodular com 4,5% de carbono equivalente, vazado a 1426°C;
- e) 0,01%Te em ferro nodular com 4,65% de carbono equivalente, vazado a 1393°C; e
- f) 0,01%Te em ferro nodular com 4,46% de carbono equivalente, vazado a 1443°C e 1449°C,

tinham uma influência sobre a estrutura da grafita, levemente mais pronunciada, resultando em um decréscimo no número de nódulos e forma nodular mais partida, para ambos carbonos equivalentes (baixo e alto).

Em um outro trabalho, a adição de bismuto na panela foi estudada intensamente sob baixa e alta temperatura de vazamen

to, usando ampla gama de metal base e, em numerosas fundições utilizando ciclos de processamentos distintos (20).

Observaram, que quando adicionado a ferro nodular de baixo teor de carbono equivalente e onde o número de nódulos também é baixo, quantidade de bismuto ente 0,01% e 0,015% , mostraram ser eficientes na prevenção de formas de grafita pobres na estrutura de ferro. Atribuíram este efeito, primeiramente, ao aumento do número de nódulos acompanhando a adição.

Uma vez que a temperatura de vazamento possui um efeito marcante, na qualidade do ferro nodular, a adição de bismuto foi estudada à baixa temperatura de vazamento, também, Em todos os casos, a adição de bismuto ajudou a prevenir a degradação da grafita, o decréscimo do número de nódulos e a ocorrência de carbonetos, que acompanham a baixa temperatura de vazamento (20).

Em resumo, os mesmos concluíram que a adição de bismuto em ferro nodular com 4,35% de carbono equivalente ou menos , ou para ferros vazados a baixas temperaturas, é extremamente eficiente na manutenção de um alto número de nódulos e grafita esferoidal.

Ainda, com referência a este trabalho, verificaram que o Ce e o Te, como o Bi, são bastante eficazes na prevenção de precipitação de grafita no campo de solidificação não eutética do ferro nodular. Estas adições foram também eficientes, prevenindo a formação de grafita lamelar, no metal líquido solidificando.

Manganês nos Ferros Fundidos

O manganês é considerado, como, sendo um elemento estabilizador de carbonetos. Quando o teor do mesmo aumenta, a quantidade de carbonetos retidos na estrutura aumenta (30, 33).

A quantidade de carbonetos retidos na estrutura de peças sujeitas à solidificação unidirecional, com o uso de "chill", aumentou de zero a uma grande quantidade, quando o teor de manganês variou de 0,08% à 0,5% (30).

Sugiyama, Coossens, Pieske e Chaves Filho (33), estudando a influência do manganês na produção de ferro fundido nodular, concluíram, das experiências realizadas, nas quais o teor de manganês variou entre 0,19% à 2,07% em corpos de prova de 10mm e 20mm de diâmetro (fundidos em areia), que a adição deste elemento ao ferro nodular provocou:

- a) aumento na quantidade de carbonetos;
- b) maior dificuldade na decomposição destes carbonetos;
- c) eliminação de áreas de ferrita ("olho de boi"), com 1,3% de manganês, para corpos de prova de 10mm de diâmetro e 2,07% de manganês para corpos de prova de diâmetro igual a 20mm no estado bruto de fusão;
- d) maior dificuldade no tratamento térmico de ferritização;
- e) aumento na temperabilidade do ferro fundido nodular.

Outros Elementos: Cobre, Chumbo, Fósforo, Antimônio, Estanho

Motz e Orths (25) estudaram a influência de certos elementos no ferro fundido nodular. Verificaram, que traços de chumbo (0,001% Pb) exerciam uma marcante influência na estabilização da cementita.

Quando desejar-se produzir estrutura ferrítica, não só o teor de manganês deve ser mantido baixo, como também a quantidade de cobre e a concentração residual de chumbo (25). Concluíram, ainda, que o teor de fósforo deve ser mantido baixo quando desejar-se alta tenacidade e que um alto nível de Mn, Cu e Sb são favoráveis quando quer-se uma estrutura perlítica, sendo que traços de chumbo devem ser mantidos baixos, para evitar a presença de cementita livre na matriz.

Buhr (32) verificou que a adição de pequena quantidade de chumbo (0,003% Pb) foi útil, reduzindo a formação de grafita vermicular em secção grossa.

A influência do manganês, cobre, estanho e arsênico sobre a cinética da transformação eutetóide em ferro fundido nodular, foi estudada por Lalich e Loper Jr.(35).

Os mesmos verificaram que os elementos promotores de perlita, possuem pouca influência sobre o tempo total de decomposição da austenita, uma vez que a reação de decomposição tenha iniciado. Por outro lado, os tempos de transformação, para a ferrita e perlita, são afetados acentuadamente pela adição dos elementos promotores de perlita: manganês, arsênico, estanho e cobre.

Os resultados microestruturais mostraram, com possível exceção para o cobre, que a perlita não forma uma barreira física para o crescimento do anel de ferrita. A reação da ferrita está praticamente completa, antes que quantidade significativas de perlita nucleiem e cresçam. Quantidades significativas de ferrita presentes, tendem a fazer com que a perlita nucleie e cresça na interface ferrita-austenita (35). Para baixo nível de ferrita, a nucleação e crescimento de perlita parece ocorrer dentro da matriz austenítica.

Geralmente, o crescimento da perlita não se realiza uniformemente em torno do anel de ferrita, como acontece com a ferrita em torno do nódulo de grafita. Ao contrário, o crescimento realiza-se dentro da austenita, a partir do ponto em que houve a nucleação.

Imagina-se que o manganês, arsênico e o estanho retardam o processo de difusão que controla o crescimento da ferrita, através da tendência de estabilizar a fase cementítica na perlita (35). O cobre atuaria de uma maneira diferente.

O efeito da adição de estanho na estrutura e propriedades de ferro fundido nodular hipereutético, foi estudado por Montenegro, Sugiyama e Goossens (34).

Os resultados experimentais deste trabalho confirmaram, que:

- 1) pequenas adições de estanho tendem a eliminar a formação de ferrita, sem produzir o aparecimento de cementita livre (eutética), mesmo, quando adicionado em teores elevados, acima do necessário para produzir matriz totalmente perlítica;

- 2) o teor mínimo de estanho necessário para se obter uma matriz totalmente perlítica, depende da quantidade de ferrita que tende a aparecer na matriz, nas condições experimentais usadas;
- 3) adições de estanho não prejudicam a forma dos nódulos de grafita, ao contrário, o estanho tende a melhorá-los e este efeito é mais pronunciado, quanto maior o teor de estanho;
- 4) nas condições experimentais utilizadas, no estado bruto de fusão, o limite de resistência à tração aumentou até 0,10% de estanho, que corresponde a uma matriz predominantemente perlítica e decrescendo, acima deste teor. O limite de escoamento (0,2%) e dureza aumentaram sempre, enquanto o alongamento decresceu;
- 5) em corpos de prova normalizados, observaram um aumento do limite de resistência até 0,057%Sn. O limite de escoamento e a dureza aumentaram continuamente e o alongamento diminuiu;
- 6) a adição de estanho e 0,01%Si, em peso, apresentou efeitos semelhantes à adição de estanho somente.

Grafita "Chunky"

Withey e Loper (30) observaram que, em corpos de prova solidificados unidirecionalmente, quando ocorria uma recalescência pronunciada, obtinha-se a formação de grafita vermicular grupada em grande quantidade, grafita "chunky". Para evitar este tipo de grafita, não só o tempo de solidificação de-

veria ser menor, como também a curva de esfriamento deveria ser contínua, isto é, não apresentar recalescência.

Para Buhr (32), a formação de grafita degenerada deve-se à redissolução da casca austenítica, envolvendo o nódulo, provocada pela agitação do líquido, devido aos gradientes térmicos laterais.

A degenerescência da grafita esferoidal, em vista de determinados elementos presentes, foi estudada por Decrop (36).

Karsay e Schelleng (37) tiveram sucesso na eliminação da grafita "chunky" em ferro dútil austenítico, mantendo relativamente baixo o teor de carbono e silício. Verificaram, ainda, que o Ce promoveu a formação deste tipo de grafita no ferro dútil de alto níquel.

Segundo Karsay e Schelleng (37), o ferro dútil austenítico com teores de níquel entre 20% a 40%, conteria estrutura grafítica completamente esferoidal em secções espessas, se a composição do mesmo obedecesse à seguinte fórmula:

$$TC Z + 0,2 (ZSi) + 0,06 (ZNi) \leq 4,4$$

Grafita "chunky" foi observada também em outros trabalhos (38, 39).

Karsay e Campomanes (39), em um trabalho sobre o controle da estrutura da grafita em peças espessas de ferro nodular, entre outras observações, concluíram que:

- 1) o principal efeito nocivo da grafita "chunky" em ferro dútil é uma marcada redução na ductilidade. A amplitude desta redução pode ser da ordem de 50% ou mais;
- 2) dentro dos limites da experiência, verificaram que todos os

fatores que reduziram o número de nódulos, também reduziram a quantidade de grafita "chunky". Isto pode ser, ou não, um relacionamento entre causa e efeito;

- 3) mantendo o teor de Si baixo em peças espessas de ferro nodular, obtem-se estrutura grafítica completamente nodular.
- 4) o estanho e uma inoculação pobre ajuda a eliminar a formação de grafita do tipo "chunky".

A quantidade de variáveis que influem na qualidade do ferro fundido nodular, não só com respeito à matriz, número de nódulos, diferentes formas não nodulares, como também em relação às propriedades mecânicas, são diversas.

As pesquisas neste campo são numerosas e acredita-se, que sempre haverá um novo problema a ser estudado e discutido, mesmo por mais simple que seja.

5. PARTE PRÁTICA

5.1. Obtenção dos Lingotes Unidirecionais

Todos os lingotes utilizados neste estudo foram fundidos em uma fundição local. O desenho esquemático de como foram obtidos, está representado na Fig. 22.

Fundiram-se quatro lingotes cilíndricos de 140mm de comprimento e 30mm de diâmetro em uma caixa de molde, cujas dimensões de meia caixa são: 650mm x 650mm x 150mm. As coquilhas utilizadas tinham o mesmo diâmetro dos lingotes e espessura de 30mm.

As quatro diferentes velocidades de extração unidirecional de calor foram obtidas, mediante o seguinte esquema:

- 1º) lingote em contato direto com a areia, tanto nos lados como no fundo (lingote A);
- 2º) lingote em contato direto com a coquilha de ferro fundido no fundo e areia nos lados (lingote C);
- 3º) 10mm de areia, seguido de coquilha de ferro fundido e a-

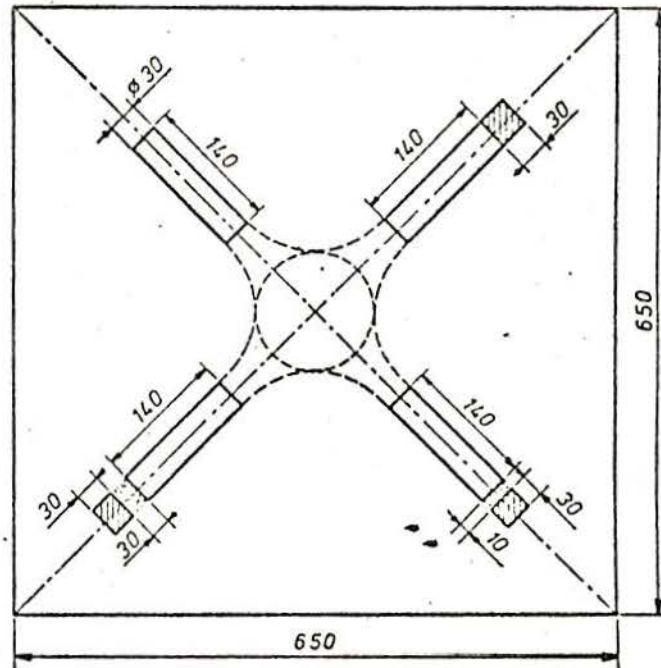


Fig. 22 - Desenho esquemático, mostrando a posição dos lingotes dentro da caixa de molde. Vista Superior. O vazamento do metal líquido foi realizado na zona central A.

reia nos lados (lingote nº 1);

4º) 30mm de areia, seguido de coquilha de ferro fundido e areia nos lados (lingote nº 3).

A areia de fundição utilizada tinha um módulo de finura aproximadamente 70 AFS e umidade 3,8%.

A composição química do ferro fundido nodular, usado na confecção dos lingotes era: 3,6%C, 2,2%Si, 0,8%Mn e 0,05% Mg residual.

5.2. Unidade de Obtenção, Processo de Produção e Inoculação

Foi utilizado um forno Reverberatório a óleo (Fulmina), com capacidade de carga de 5.000kg e injeção de ar pré-aquecido, em média de 120°C. O tempo médio de corrida foi de mais ou menos 140 minutos e a temperatura máxima do forno 1680°C. Teor de enxofre do óleo usado, igual a 0,68%. O refratário usado no forno era silício-aluminoso, com três tipos básicos, 40, 70 e 90% de alumina.

Na inoculação, empregou-se o método "sandwich", sendo que a composição da liga nodulizante era: 10%Mg, 42%Fe e 48% Si.

O processo de produção consiste em: coloca-se 2,2% de liga nodulizante no fundo de um panelão de 500kg (11kg de liga nodulizante), ao qual vaza-se o metal do forno; retira-se a escória formada e transfere-se do panelão para panelas de 100kg, quando é feita a inoculação com ferro-silício 75% e adiciona-se, eventualmente, FeMn, FeCr, FeP, conforme o tipo

de ferro nodular que quer se obter.

O tempo médio transcorrido, entre o vazamento no panelão e o vazamento no molde, foi de 7 minutos. A temperatura de vazamento dos lingotes foi a mesma (1450°C), Isto, foi possível, já que foram vazados ao mesmo tempo, na mesma caixa de molde.

5.3. Preparação dos Corpos de Prova para Exame Metalográfico e Determinação de Dureza

Cortaram-se os lingotes cilíndricos longitudinalmente, em duas metades (corte AA'); uma delas foi utilizada para determinação da dureza e a outra, para exame metalográfico. Esta, por sua vez, foi dividida em duas partes iguais, transversalmente (corte BB'), para facilitar o trabalho de polimento, que culminou com pasta de diamante. O ataque para exame micrográfico, foi realizado com nital 2%.

Para determinação da dureza, utilizou-se o sistema Brinell com esfera de diâmetro igual a 5mm e carga de 750kg.

O esquema de corte dos lingotes para retirada de corpos de prova estão representados nas Figs. 23, 24 e 25.

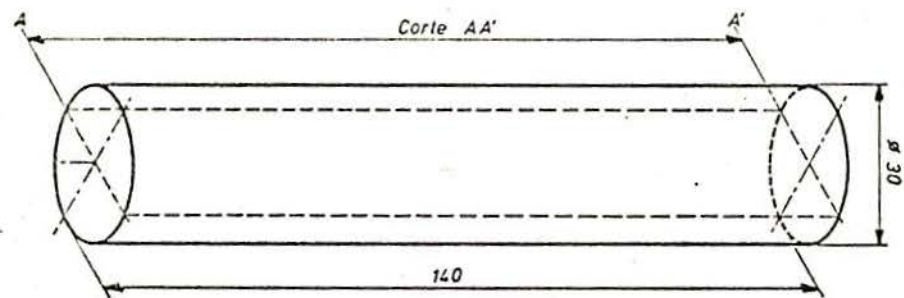


Fig. 23 - Lingote bruto de fusão.

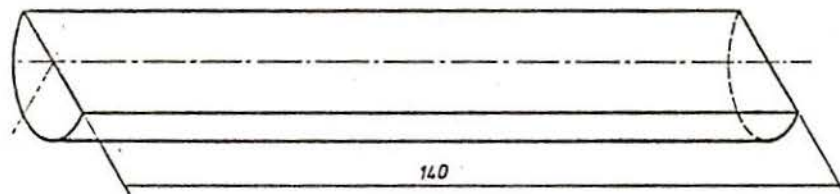


Fig. 24 - Metade do lingote usado para determinação de dureza.

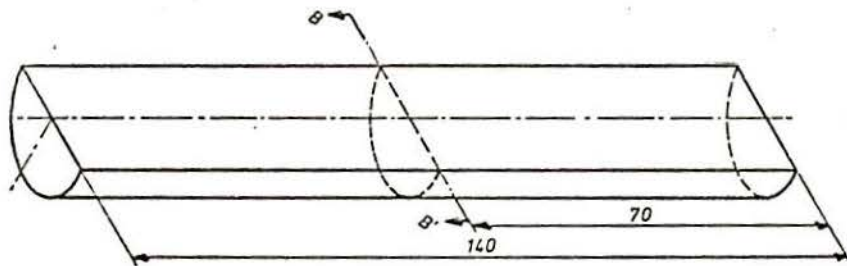


Fig. 25 - Metade do lingote usado para estudo de micrografia.

6. RESULTADOS OBTIDOS

6.1. Macrografias

O lingote coquilhado (coquilha em contato direto) apresentou um aspecto macrográfico característico (semelhante à ponta de lança), a partir da coquilha até mais ou menos 60mm da mesma. Pela macrografia, Fig. 29, podemos notar linhas claras dentro desta zona, que, nos primeiros 18mm são praticamente paralelas ao eixo longitudinal do lingote e, depois, inclinadas.

Os outros três lingotes apresentaram macrografias, Figs. 26, 27 e 28, que pouco diferem uma da outra. Do mesmo modo, apresentaram uma zona clara, com o formato de ponta de lança. A penetração, entretanto, longitudinalmente foi menor (em média 30mm) e no início, na parte central, estavam ausentes as linhas claras. As mesmas originavam-se das bordas do lingote. Estes três lingotes continham zonas de rechupe. O desenho esquemático das macrografias estão nas Figs. 30, 31, 32 e 33.

6.2. Macro dureza ao Longo dos Lingotes

As medidas de dureza foram tomadas no centro do lingote no sentido longitudinal. Tomou-se, como erro admissível, para cada ponto, 2%.

Na Fig. 37, podemos ver a distribuição de dureza ao longo do lingote coquilhado. O valor encontrado a 3mm da coquilha, foi 444 Brinell. Nos primeiros 9mm caiu para 378 Brinell. Deste ponto aos 70mm, a variação foi gradual e, a partir dos 70mm, quase não variou. O baixo valor verificado aos 99mm foi devido a um rechupe.

A forma da curva de distribuição de dureza para os lingotes vazados sem coquilha (lingote A), com coquilha afastada de 30mm (lingote nº 3) e coquilha afastada de 10mm (lingote nº 1), foi semelhante.

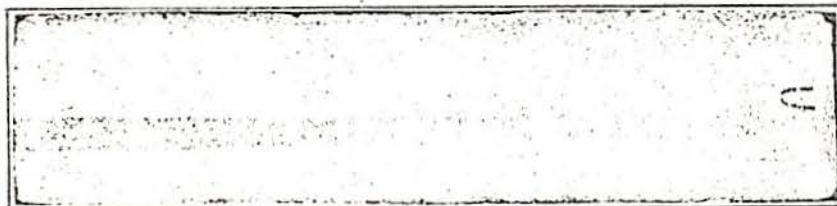


Fig. 26 - Macrografia do lingote vazado sem coquilha

Ataque: ácido nítrico a 10%

Aumento: 1/1

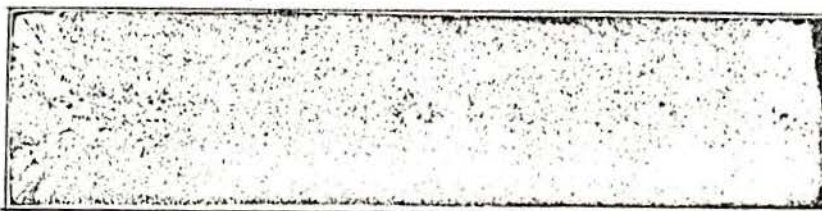


Fig. 27 - Macrografia do lingote vazado com coquilha afastada de 30mm.

Ataque: ácido nítrico a 10%

Aumento: 1/1.



Fig. 28 - Macrografia do lingote vazado com coquilha afastada de 10mm.

Ataque: ácido nítrico a 10%

Aumento: 1/1.



Fig. 29 - Macrografia do lingote vazado com coquilha em contato direto.

Ataque: ácido nítrico a 10%

Aumento: 1/1.

Fig. 30 - Areia em contato direto (Sem coquilha)

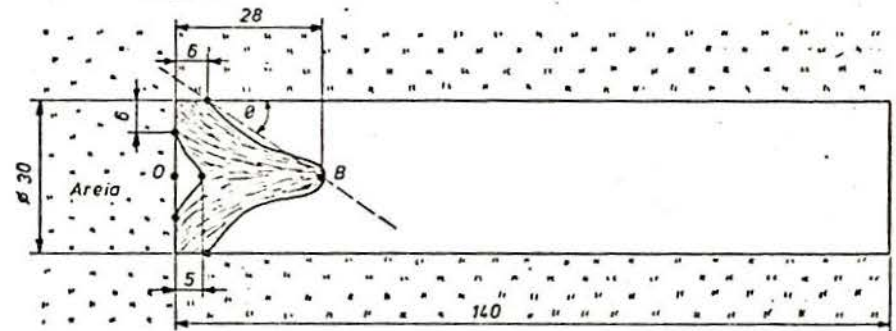


Fig. 31 - Coquilha afastada de 30 mm (Barreira de areia)

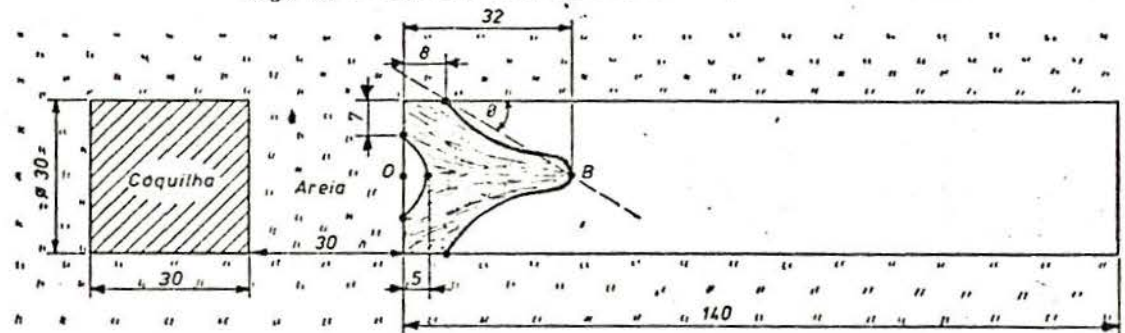


Fig. 32 - Coquilha afastada de 10 mm (Barreira de areia)

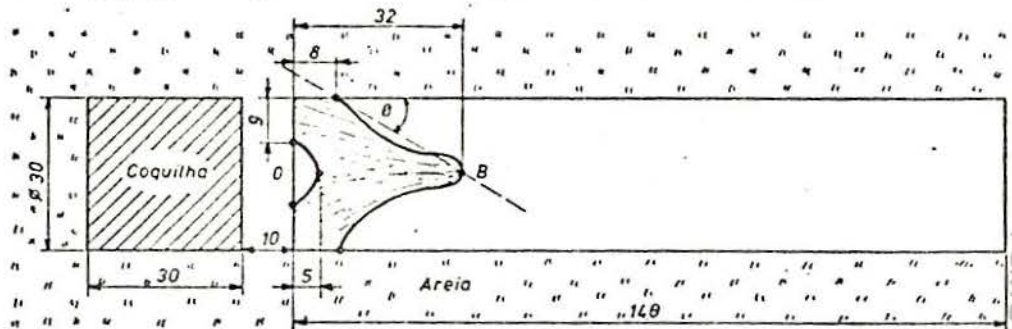
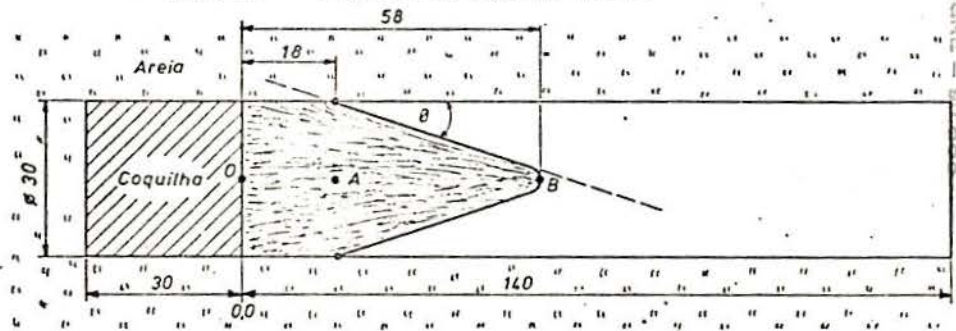


Fig. 33 - Coquilha em contato direto



Nas curvas das Figs. 34, 35 e 36, as partes tracejadas, foram interpoladas, já que os valores encontrados nestas zonas, afastavam-se muito da média (locais de rechupes).

A variação de dureza apresentada por estes lingotes foi diferente em relação ao coquilhado. O valor maior não encontrava-se no início do lingote, mas sim um pouco para dentro. Para os de número 1 e 3, o ponto de máxima dureza situava-se a mais ou menos 19 e 15mm, respectivamente. Para o outro, estava entre os 30mm. Após alcançar este valor, novamente caía.

Embora tenha-se observado este tipo de variação nas curvas de dureza dos respectivos lingotes, a diferença entre as medidas realizadas no início e os pontos de maior dureza, não chegou a 10 Brinell.

6.3. Distribuição de Nódulos

A contagem de nódulos foi realizada ao longo dos lingotes, no centro e a 3mm da borda lateral. Como podemos ver, nos primeiros 30mm do corpo de prova coquilhado, as curvas de distribuição de nódulos no centro e na borda, superpuseram-se parcialmente, Fig. 41. Dos 30mm em diante o número de nódulos na borda tornou-se superior ao encontrado no centro. Outro fato importante é que as mesmas apresentam um ponto de máximo número de nódulos para ± 10 mm de distância da coquilha. A variação neste intervalo é grande (a 1mm, 117 nódulos/mm² e a 9mm, 258 nódulos/mm², medidos no centro). Ao ultrapassar este ponto, novamente se observa uma grande variação na quantidade de nódulos, embora com menor intensidade. A partir dos

(Sem coquilha, em contato direto com areia)

--- *Valores tomados dentro da zona de rechupe.
(Medidas no centro da peça).

D (mm)	Dureza (Brinell)
2	292
6	292
11	295
16	296
21	295
26	298
31	298
37	285
43	278
49	282
55	280
60	246*
65	202*
96	269*
103	272
110	277
116	275
122	272
127	272
134	272

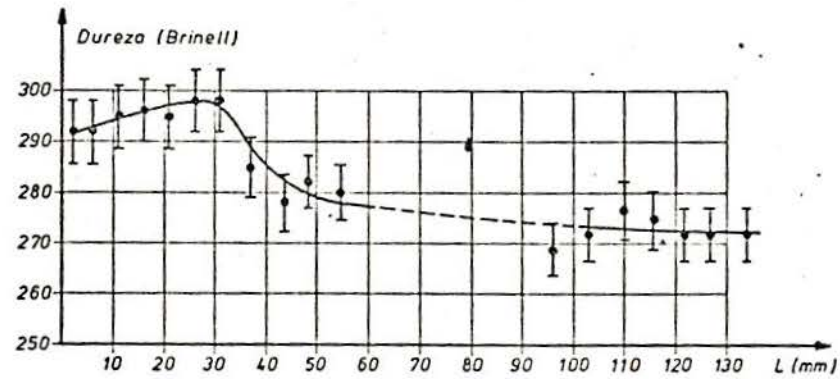


Fig. 34 - Curva de distribuição de dureza.

(Coquilha afastada de 3 cm)

* Valores tomados dentro da zona de rechupe.
(Medidas no centro da peça)

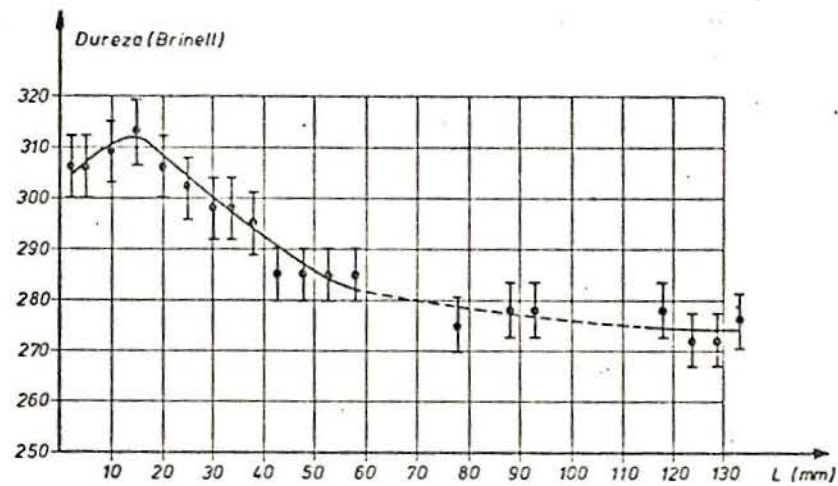


Fig. 35 - Curva de distribuição de dureza.

D (mm)	Dureza (Brinell)
2	306
5	306
10	309
15	313
20	306
25	302
30	298
34	298
38	295
43	285
48	285
53	285
58	285
63	217*
68	244*
73	244*
78	275
84	255*
88	278
93	278
98	219*
104	130*
110	116*
118	278
124	272
129	272
133	276

(Coquilha afastada de 1 cm)

* Valores tomados dentro da zona de rechupe.
(Medidas no centro da peça).

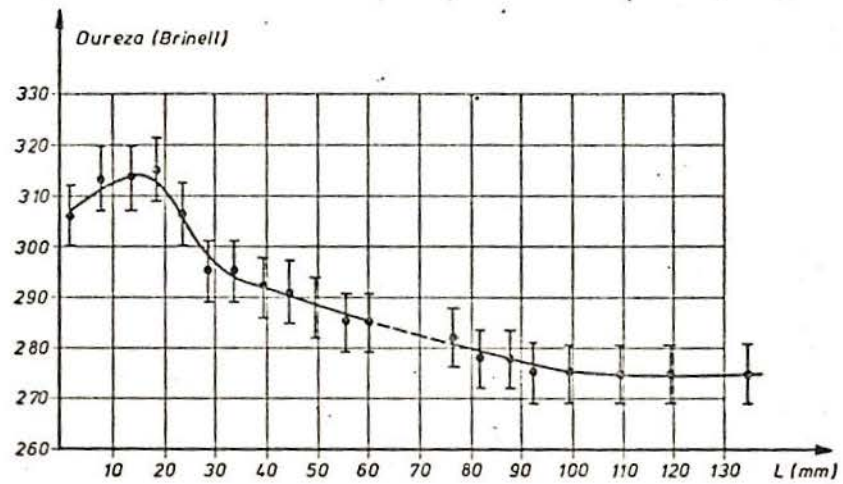


Fig. 36 - Curva de distribuição de dureza.

D (mm)	Dureza (Brinell)
2	306
8	313
14	313
19	315
24	306
29	295
34	295
40	292
45	291
50	288
56	285
61	285
66	257*
71	244*
77	282
82	278
88	278
93	275
100	275
110	275
120	275
125	275

(Coquilha em contato direto)

* Valor tomado sobre rechupe.
(Medidas no centro da peça).

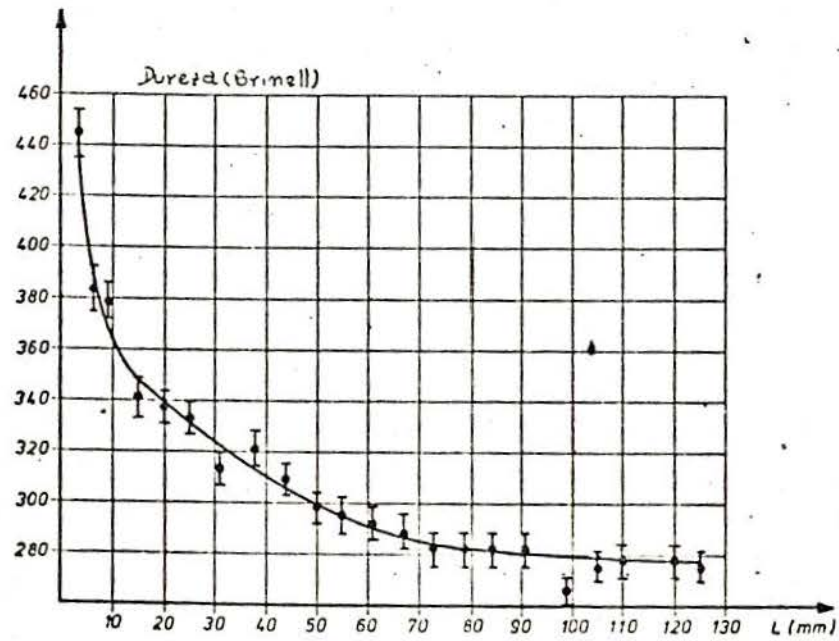
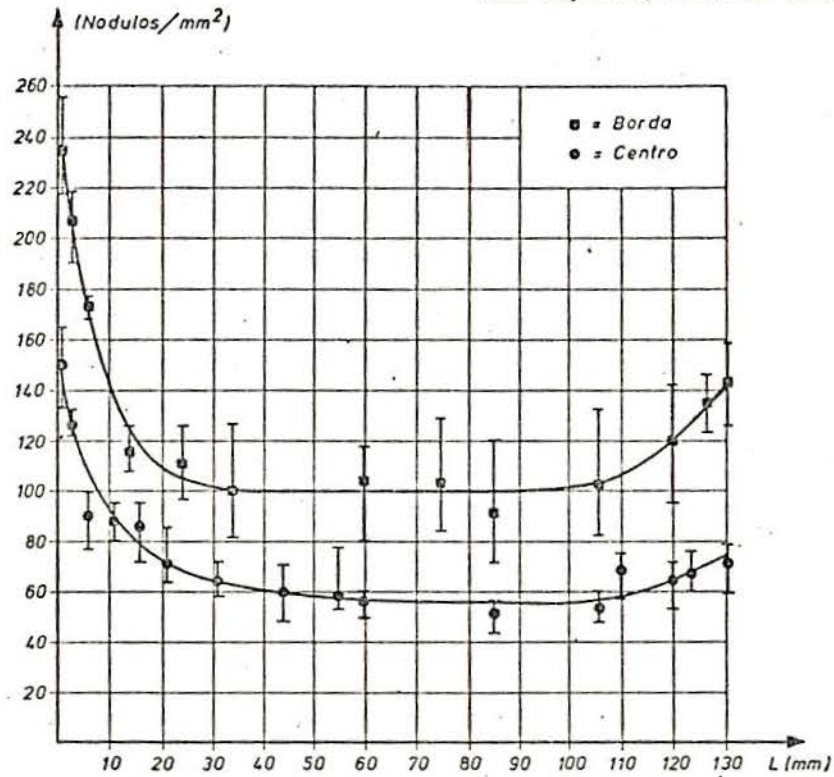


Fig. 37 - Curva de distribuição de dureza.

D (mm)	Dureza (Brinell)
3	444
6	383
9	378
15	341
20	337
25	333
31	313
38	321
44	309
50	298
55	295
61	292
67	288
73	282
74	282
84	282
91	282
99	266*
105	275
110	278
116	278
120	278
125	275

(Sem Coquilha, areia em contato direto)



mm D	Nº Nodulos	Nº Nodulos
	N/mm ² Centro	N/mm ² Borda
1	149	237
3	126	206
6	90	173
11	89	---
14	---	115
16	85	---
21	71	---
24	---	110
31	64	---
34	---	100
44	58	---
55	58	---
60	56	103
75	---	102
85	51	90
106	53	101
110	68	---
120	64	120
124	67	---
127	---	135
131	71	142

Fig. 38 - Distribuição de nódulos.

(Coquilha afastada de 3 cm)

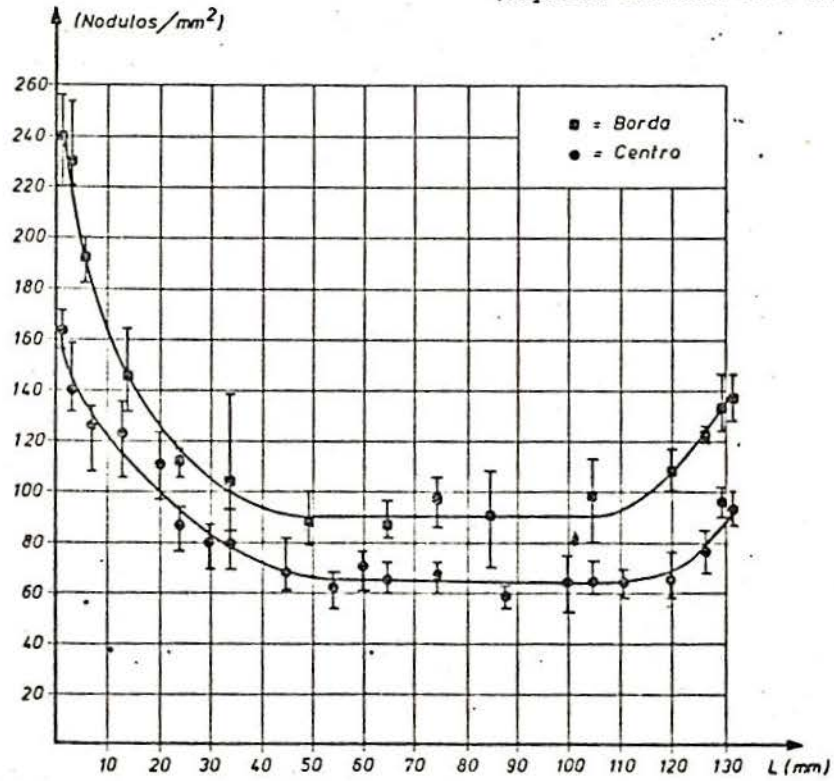
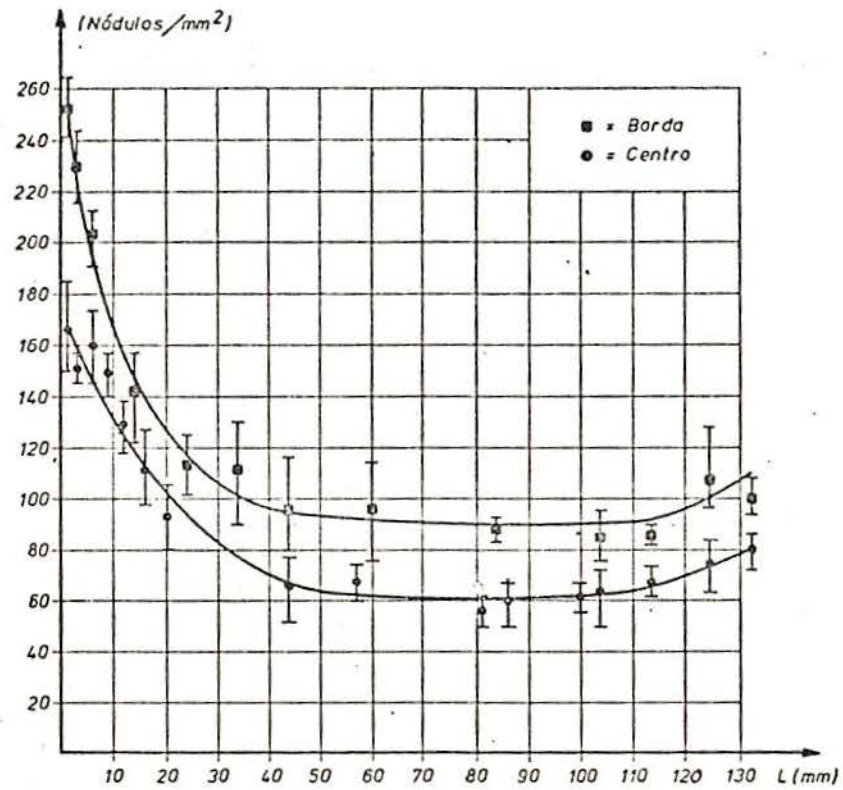


Fig. 39 - Distribuição de nódulos.

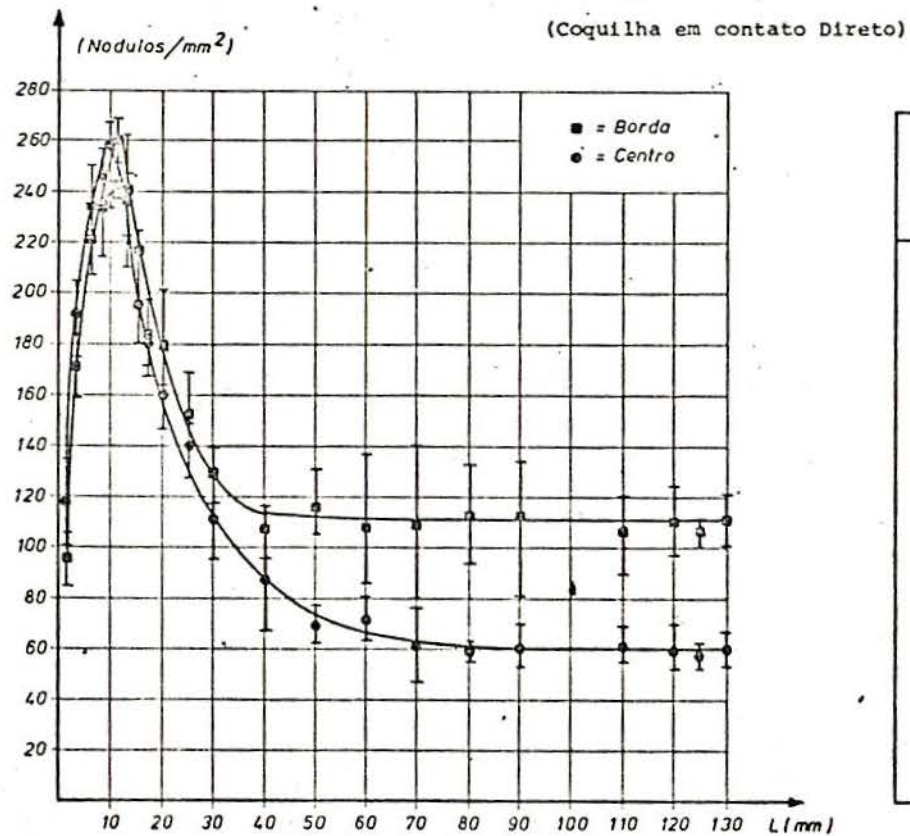
Coquilha afastada de 1 cm



mm	Nº Nódulos	
	N/mm ²	N/mm ²
D	Centro	Borda
1	165	253
3	151	230
6	161	203
9	150	---
12	129	---
14	---	142
16	111	---
20	93	---
24	---	113
34	---	112
44	62	96
57	67	---
60	---	96
81	56	---
84	---	88
86	60	---
100	61	---
104	64	86
114	67	86
125	74	108
133	80	100

Fig. 40 - Distribuição de Nódulos.

192



mm D	Nº Nodulos	
	N/ mm ² Centro	N/ mm ² Borda
1	117	95
3	191	170
6	233	220
8	245	234
9,2	258	238
11	241	260
13	236	240
15	195	217
17	160	181
20	160	176
25	140	157
30	112	128
40	87	106
50	69	115
60	71	106
70	61	108
80	58	112
90	60	112
110	61	106
120	59	109
125	57	107
130	58	110

Fig. 41 - Distribuição de nódulos.

30mm até 70mm, esta variação é gradual e, acima deste ponto, quase não varia, no caso da curva do centro. A distribuição de nódulos na borda torna-se mais ou menos constante depois dos 40mm.

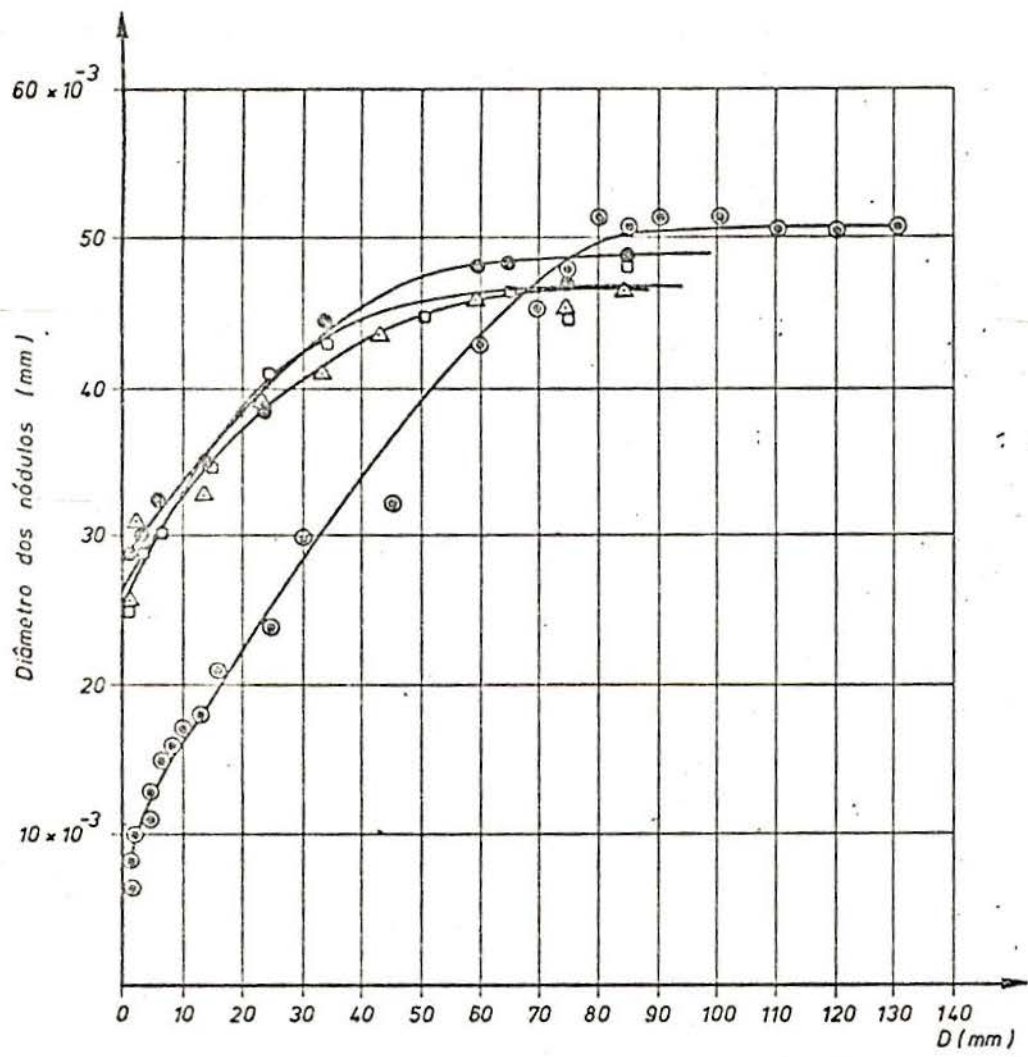
As curvas de distribuição de nódulos dos demais lingotes, Figs. 38, 39 e 40, foram diferentes desta. Ambas apresentaram uma distribuição maior nas extremidades do lingote. Para o lingote vazado sem coquilha, a variação no número de nódulos nos primeiros 10mm (extremidade esquerda) foi acentuada. Depois, até 30mm, houve uma queda mais gradual. Dos 30mm aos 105mm, praticamente não mudou e, deste ponto até ao fim do lingote, o número de nódulos aumentou um pouco.

Para os lingotes vazados com a coquilha afastada de 30mm e 10mm, a variação inicial foi menos intensa. Dos 40mm aos 105mm a variação foi pouca. Dos 105mm ao término do lingote, novamente a quantidade de nódulos aumentou, sendo um pouco maior no lingote com a coquilha afastada de 30mm. A distribuição de nódulos a 3mm da borda foi sempre superior, em relação ao centro.

Pelas fotomicrografias anexadas, pode-se ver a diferença no tamanho, número e forma de nódulos, ao longo dos lingotes.

6.4. Variação no Tamanho do Nódulo e Área Ocupada pelos Mesmos com a Distância da Interface Metal-Molde

A Fig. 42 mostra a variação no tamanho do nódulo com a distância da interface metal-molde, enquanto a Fig. 43 mos-



- ⊙ = Sem coquilha
- ⊙ = Coquilha em contato direto
- = Coquilha afastada de 30 mm
- △ = Coquilha afastada de 10 mm

Fig. 42 - Variação no tamanho do nódulo com a distância da interface METAL-MOLDE.

tra a área ocupada por eles. Percebe-se o aumento progressivo no tamanho do nódulo, à medida que a distância da interface metal-molde aumenta. Para o lingote coquilhado a partir de 80mm permanecem constantes, enquanto para as outras três isto verifica-se depois dos 60mm.

Na Fig. 43, observamos a variação da área ocupada pelos nódulos com a distância da interface metal-molde.

6.5. Micrografia

O desenvolvimento da matriz, forma, tamanho e número de nódulos nos lingotes sem coquilha, coquilha afastada de 30mm e 10mm, foi semelhante. Em vista disto, tomaremos, como exemplo para análise desta variação, as fotomicrografias do lingote vazado sem coquilha, Figs. 44, 45, 46, 47, 48 e 49.

Em primeiro lugar, examinaremos a distribuição de nódulos, Figs. 44 e 45. Na Fig. 44, podemos perceber que:

- 1) a quantidade de nódulos junto à borda lateral, em cada seção é superior a encontrada no centro, como já tinha-se visto pela curva de distribuição. Da mesma forma, decrescem, à medida que a distância aumenta longitudinalmente;
- 2) no início do lingote, são, na sua maioria, do tipo I (norma ASTM A 247), principalmente na lateral e bem distribuídos, Fig. 44a. Depois, aumentam gradativamente e perdem a perfeição esférica, como pode ser visto pela sequência de fotomicrografias, nas Figs. 44 e 45;
- 3) ao aumentar a distância, apresentam uma má distribuição e forma esferoidal degenerada, Fig. 45. Isto aconteceu de maneira mais acentuada no centro do lingote. A Fig. 45c,

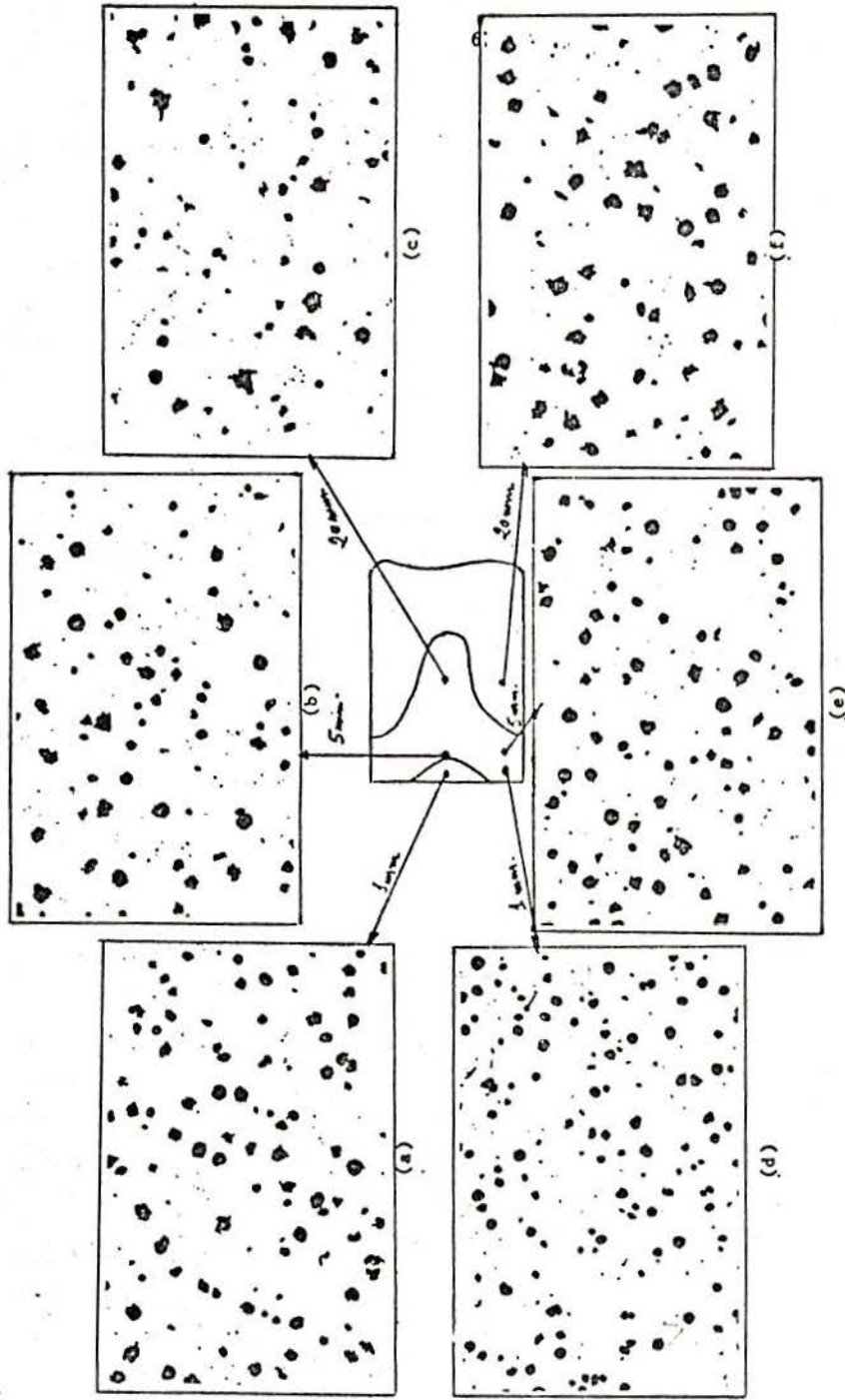


Fig. 44 - Aspecto da distribuição de nódulos na interface ateta-metal. Sem ataque. 100 X. Pode-se perceber a rápida diminuição no número de nódulos e o decréscimo da qualidade de forma esférica. Número de nódulos na borda, maior do que no centro.

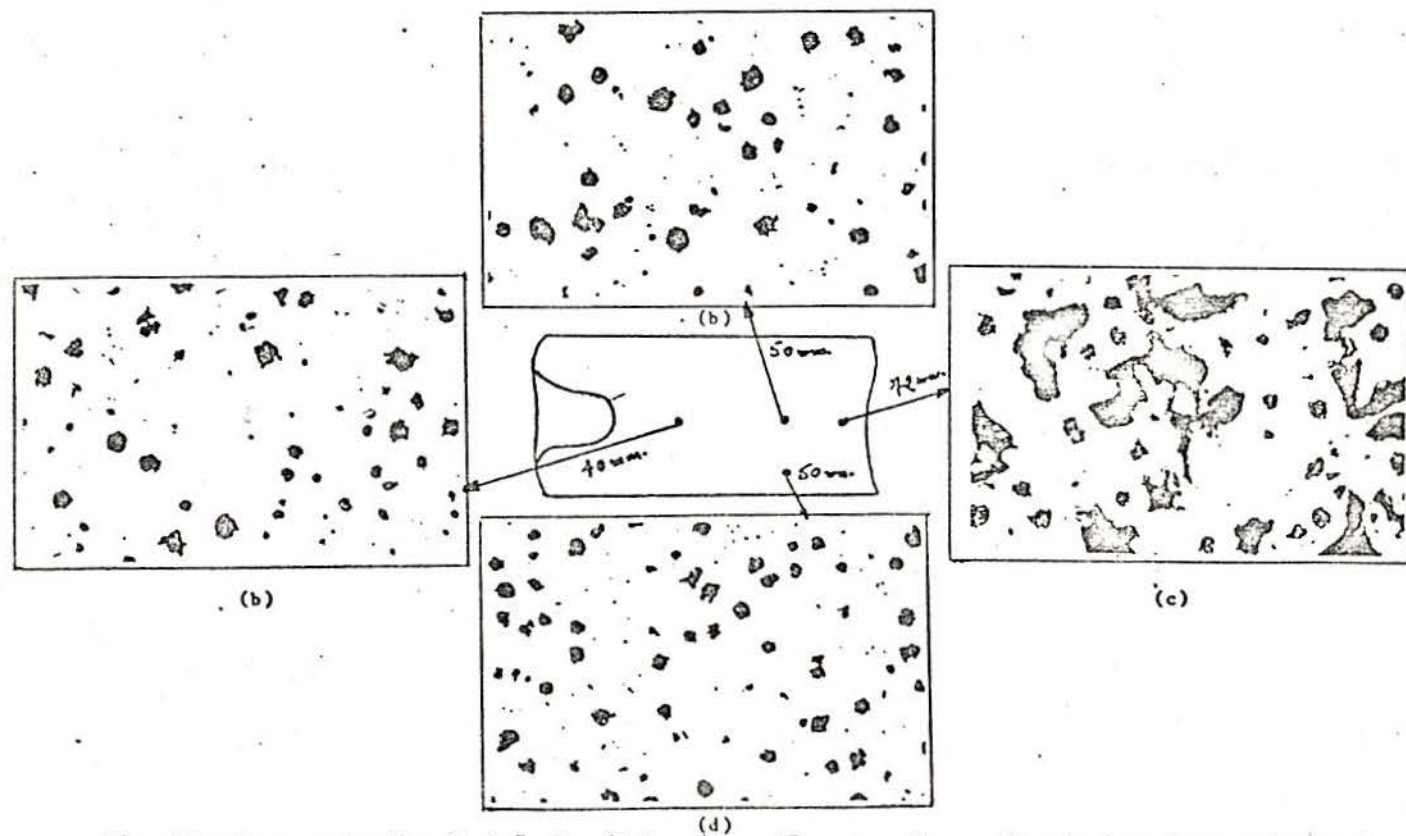


Fig. 45 - Aspecto da distribuição de nódulos da região entre 40mm e 72mm da interface areia-metal. A foto (c) mostra uma região de rechupe (72mm). Observa-se a presença de grafita degenerada. Sem ataque. 100 X.

10
mostra uma zona de rechupe e formas de nódulos degenerados a 72mm de distância. Isto demonstra, que a solidificação deu-se a partir do molde e também do canal de alimentação.

As fotomicrografias do lingote vazado com a coquilha afastada de 10mm e 30mm não foram anexadas, por serem bastante semelhantes às já incluídas.

A degradação da qualidade da grafita e o baixo número de nódulos verificados nas zonas centrais dos lingotes, já foi observado em trabalhos que tratavam sobre a solidificação de peças de secção grossa (15, 26, 30, 31, 38).

As fotomicrografias com ataque do lingote vazado sem coquilha, estão representados nas Figs. 46, 47, 48 e 49. Nelas podemos ver a variação que sofreu a matriz, ao longo do lingote. Nos primeiros 5mm, uma zona característica que não apresenta o aspecto claro, que é observado, por exemplo, aos 10mm (ver Figs. 26, 27 e 28), verificamos através da Fig. 46, que a matriz basicamente consiste de perlita, grafita nodular e alguns carbonetos. Nota-se, no entanto, que grande parte dos nódulos estão associados a um anel de ferrita "olho de boi". Nesta mesma figura, (d, e, f), se olharmos o aspecto da matriz na borda lateral do lingote, notaremos que: matriz principal é a perlita, os nódulos de grafita não estão associados à ferrita e os carbonetos presentes são em maior quantidade.

Percebe-se, que a medida que se penetra na zona clara, Fig. 47a, b, c), a quantidade de carbonetos no centro aumenta e os anéis de ferrita tornam-se em menor quantidade. Na borda, entretanto, começam a surgir nódulos contendo ferrita em sua volta (Fig. 47e, f), e os carbonetos são em menor quanti-

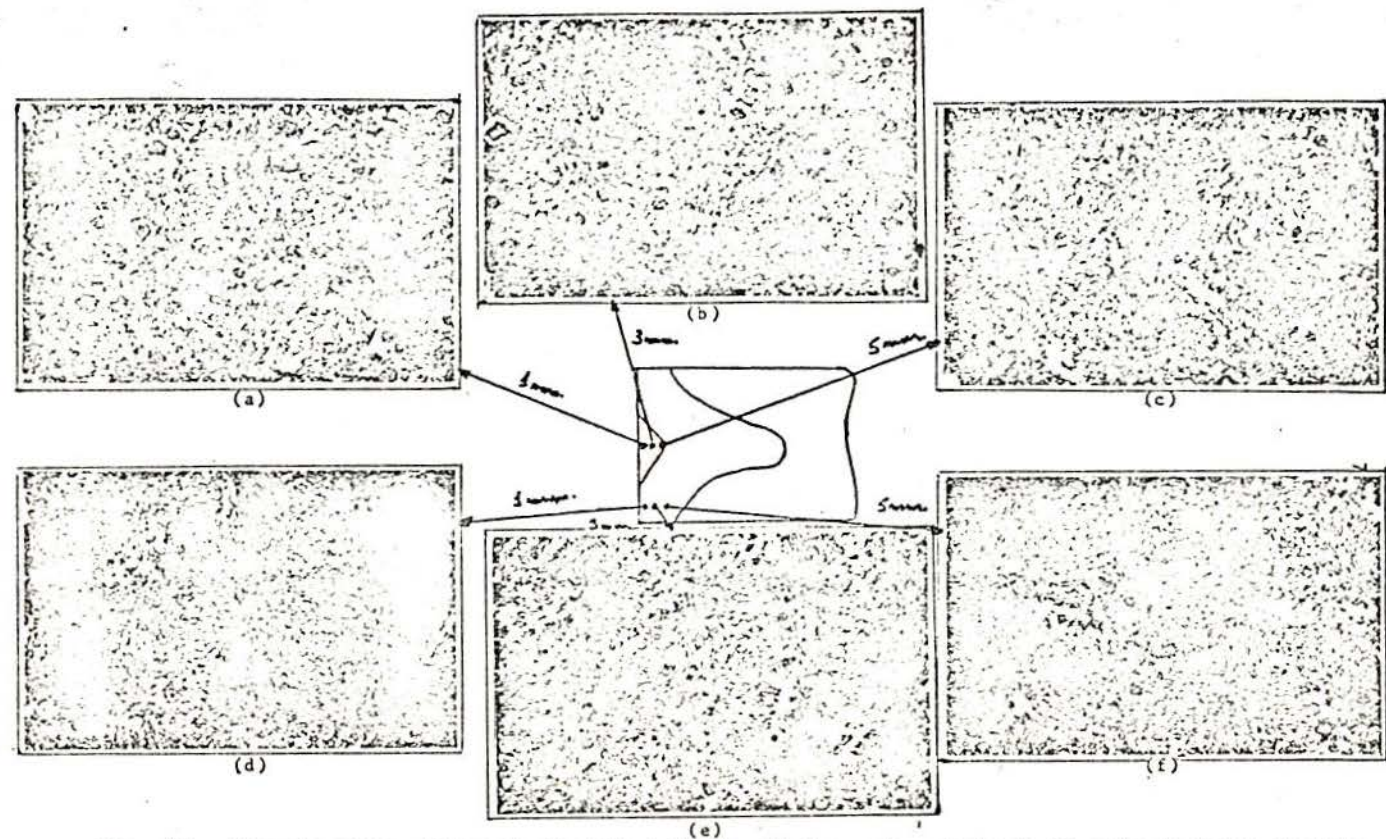


Fig. 46 - Aspecto micrográfico de distribuição de nódulos e da matriz do lingote de ferro fundido nodular, vazado em molde de areia. Note-se em (a, b e c) a presença de nódulos de grafita associadas a ferrita e muito pouco carbonetos. Na borda percebe-se uma maior quantidade de carbonetos e ausência dos anéis de ferrita. Ataque: nital 2%. 100 X.

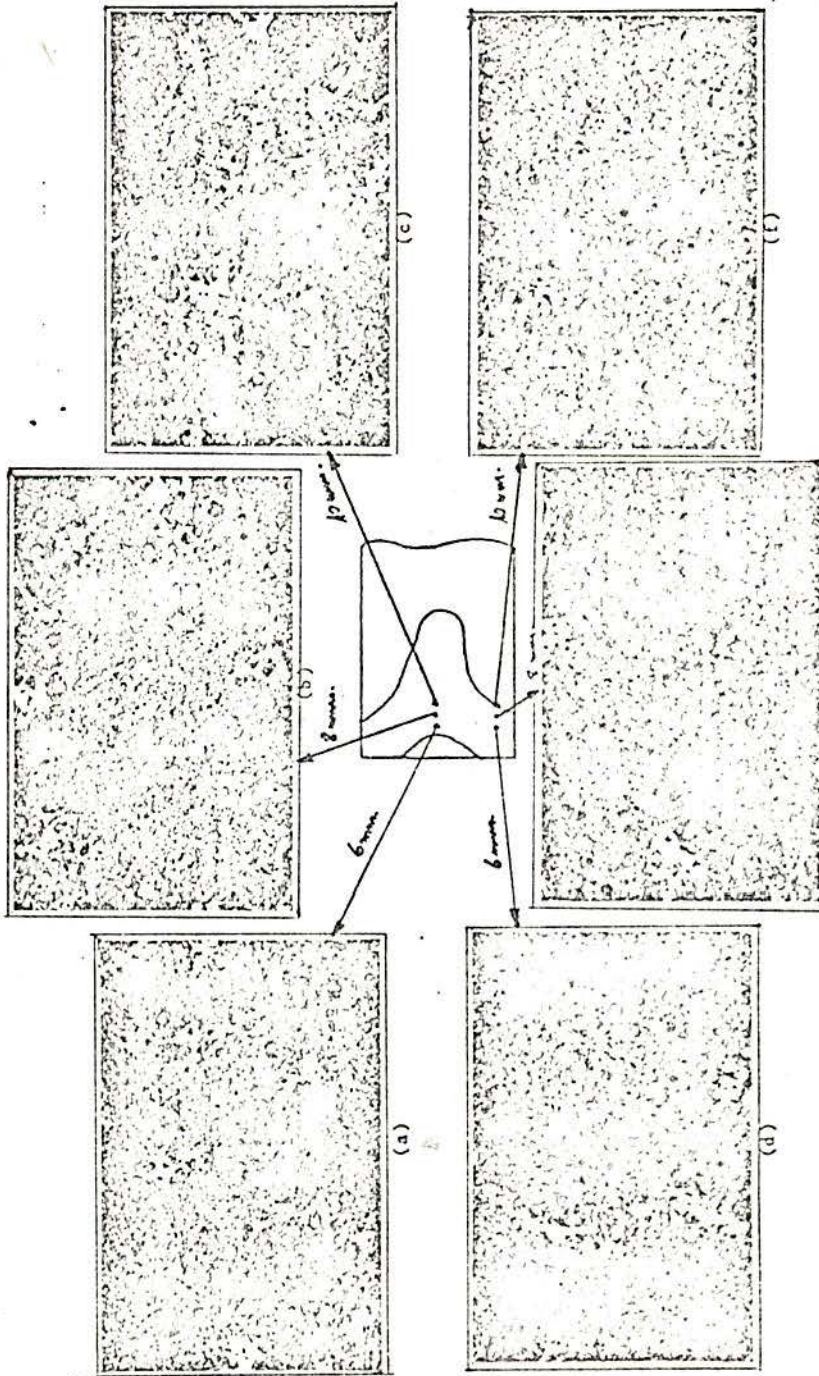


Fig. 47 - Idem, figura anterior entre 6mm e 10mm da interface arcaimetal. Diminuição dos anéis de ferrita em (a, b e c) e carbonetos maiores. Na borda (foto e e f) começam a surgir os anéis de ferrita. Ataque: nital 2%. 100 X.

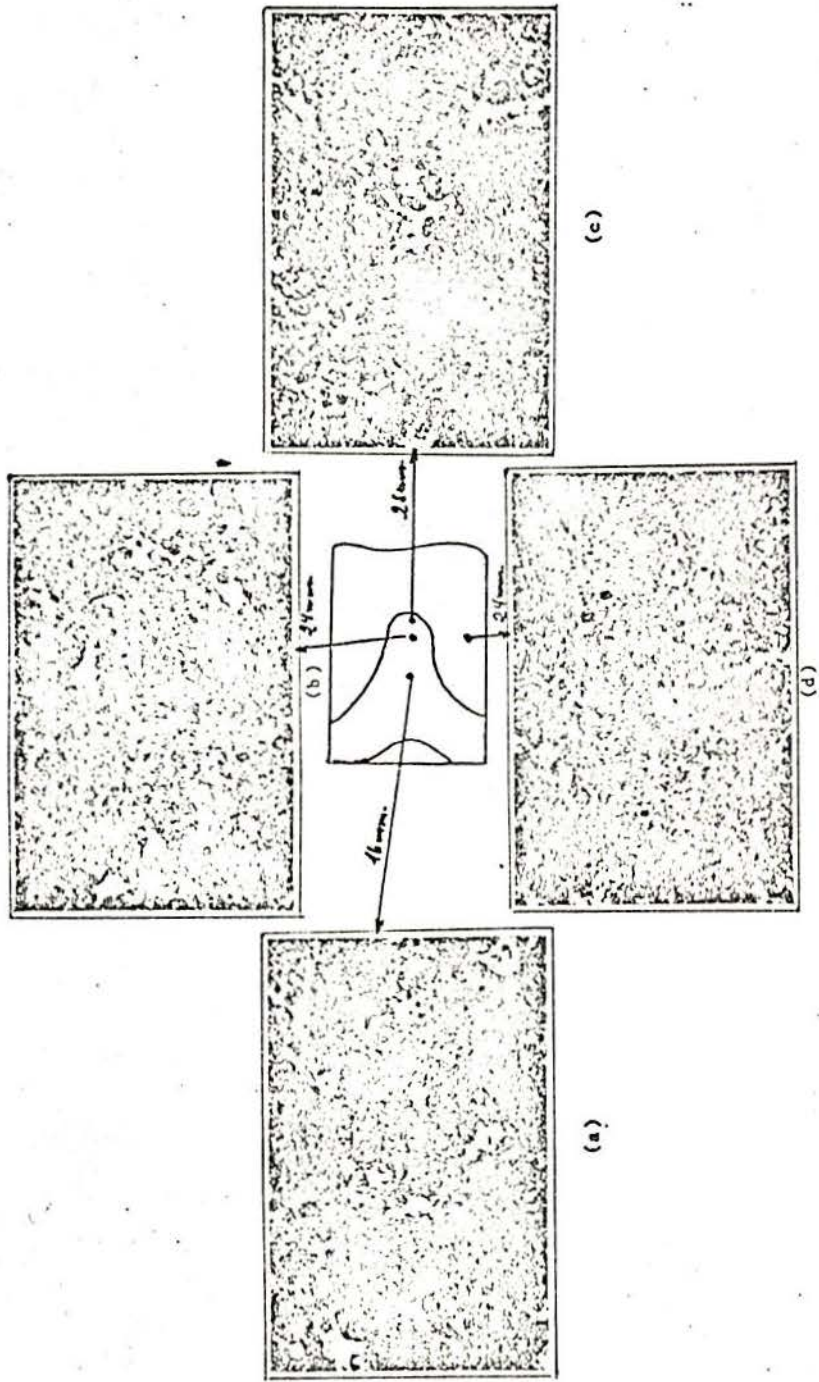


Fig. 48 - Idem figura anterior, entre 16mm e 28mm da interface areia-molde. Desaparecimento de nódulos com anel de ferrita, (foto a, b e c). Ataque: nital 2%. 100X.

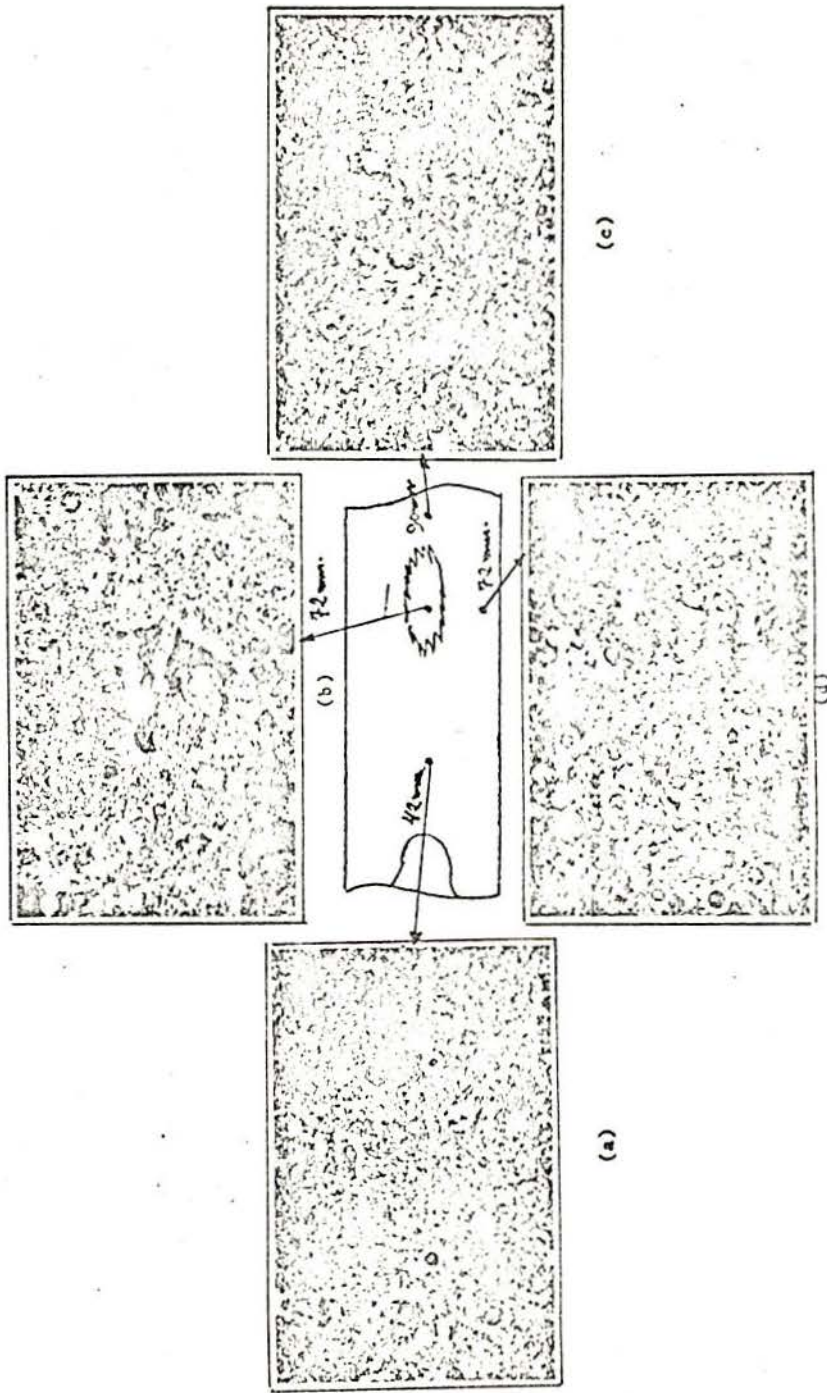


Fig. 49 - Idem, figura anterior, entre 42mm e 90mm da interface arca-metal. Observa-se maior número de nódulos associados à ferrita e pouco carbonetos. Na foto b, zona de rechupe (72mm). Ataque: nital 2%. 100 X.

dade.

185

Na região em que os valores de dureza foram maiores (11 a 31mm para o lingote vazado no molde de areia, unicamente), notamos pelas Figs. 48a, b, c, a ausência dos anéis de ferrita e carbonetos maiores em relação aos encontrados no início do lingote. A Fig. 48d, na borda lateral, mostra a presença de carbonetos e grafita nodular com anel de ferrita.

A partir dos 30mm, tanto no centro como na borda, a quantidade de carbonetos diminui e um maior número de "olhos de boi" se fazem presentes, Fig. 49. Na Fig. 49b, distante 72mm, nota-se a presença de zonas de rechupe

Como já foi dito anteriormente, em face da semelhança dos resultados apresentados por estes três lingotes, as observações acima feitas podem ser consideradas para todos, variando um pouco, na posição em que aconteceram. Da mesma forma, as fotomicrografias do lingote vazado com coquilha afastada de 10mm e 30mm, novamente não foram incluídas, por serem muito semelhantes as já anexadas.

Passaremos agora a analisar o lingote coquilhado, Figs. 51, 52, 53, 54, 55 e 56.

A distribuição, forma e tamanho dos nódulos, como também a matriz no lingote coquilhado, foi diferente dos anteriores, pelo menos nas proximidades da coquilha. A Fig. 51, mostra a variação inicial no número, tamanho e forma de nódulos perto da coquilha. A 1mm de distância (117 nódulos/mm²), Fig. 51a, apresentou poucos nódulos e de tamanho bastante pequeno. Até ± 4mm, pode-se classificá-los como do tipo I8 (norma ASTM A 47) A medida que a distância da coquilha aumentava, os mesmos -

86
cresceram em tamanho e quantidade. A Fig. 51d, é um ponto distante 6mm e apresenta nódulos do tipo I^f. A fotomicrografia da Fig. 51e, é o ponto de maior número de nódulos na curva de distribuição nodular, apresentada pelo lingote coquilhado. Desta posição em diante, os mesmos decresceram em quantidade, aumentaram de tamanho e para pontos mais distantes decresceram em qualidade também.

As fotomicrografias das Figs. 52a e 52b, para 19mm e 27 mm, da coquilha, mostram ainda presença de nódulos do tipo I, sendo que a última já contém formas não muito perfeitas e de tamanho maior. No restante do lingote, como podemos ver, pela Fig. 52, notamos a presença de nódulos do tipo II e algumas formas não nodulares, Fig. 52c. A Fig. 50 é uma fotomicrografia do lingote a 102mm da coquilha e mostra uma zona de rechupe que não foi percebida na macrografia. Notou-se uma melhoria na qualidade do nódulo com o uso da coquilha em contato direto. Ao mesmo tempo, o número de nódulos manteve-se mais ou menos constante, até o fim do lingote, depois de 70mm.

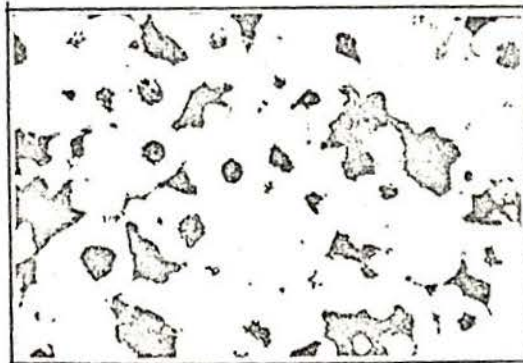


Fig. 50 - Zona de Rechupe - 100 X

Sem ataque.

Lingote Coquilhado.

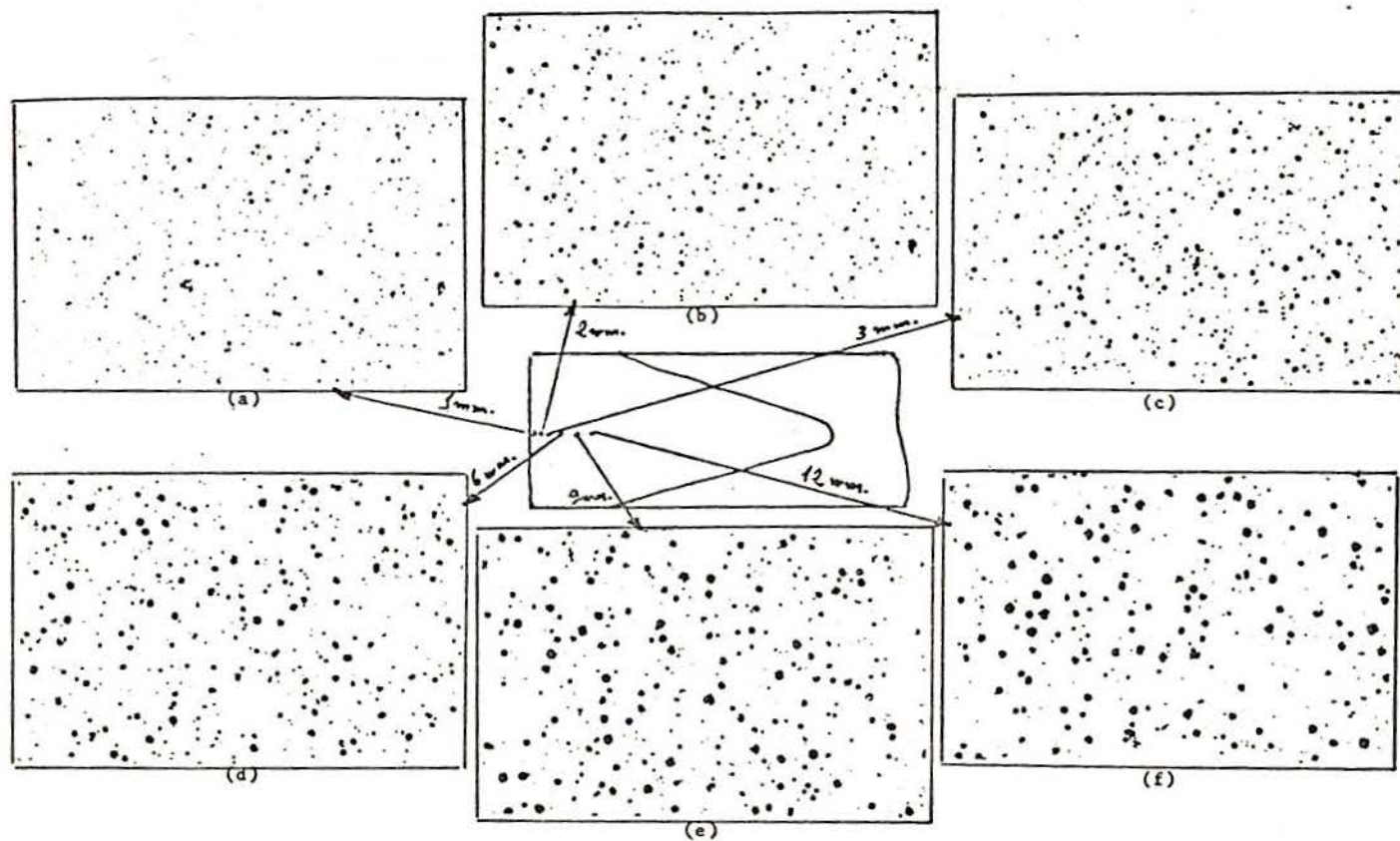


Fig. 51 - Aspecto da distribuição de nódulos nas regiões próximas à interface coquilha-metal. Sem ataque. 100 X. A foto e mostra a região de máxima densidade de nódulos (9mm).

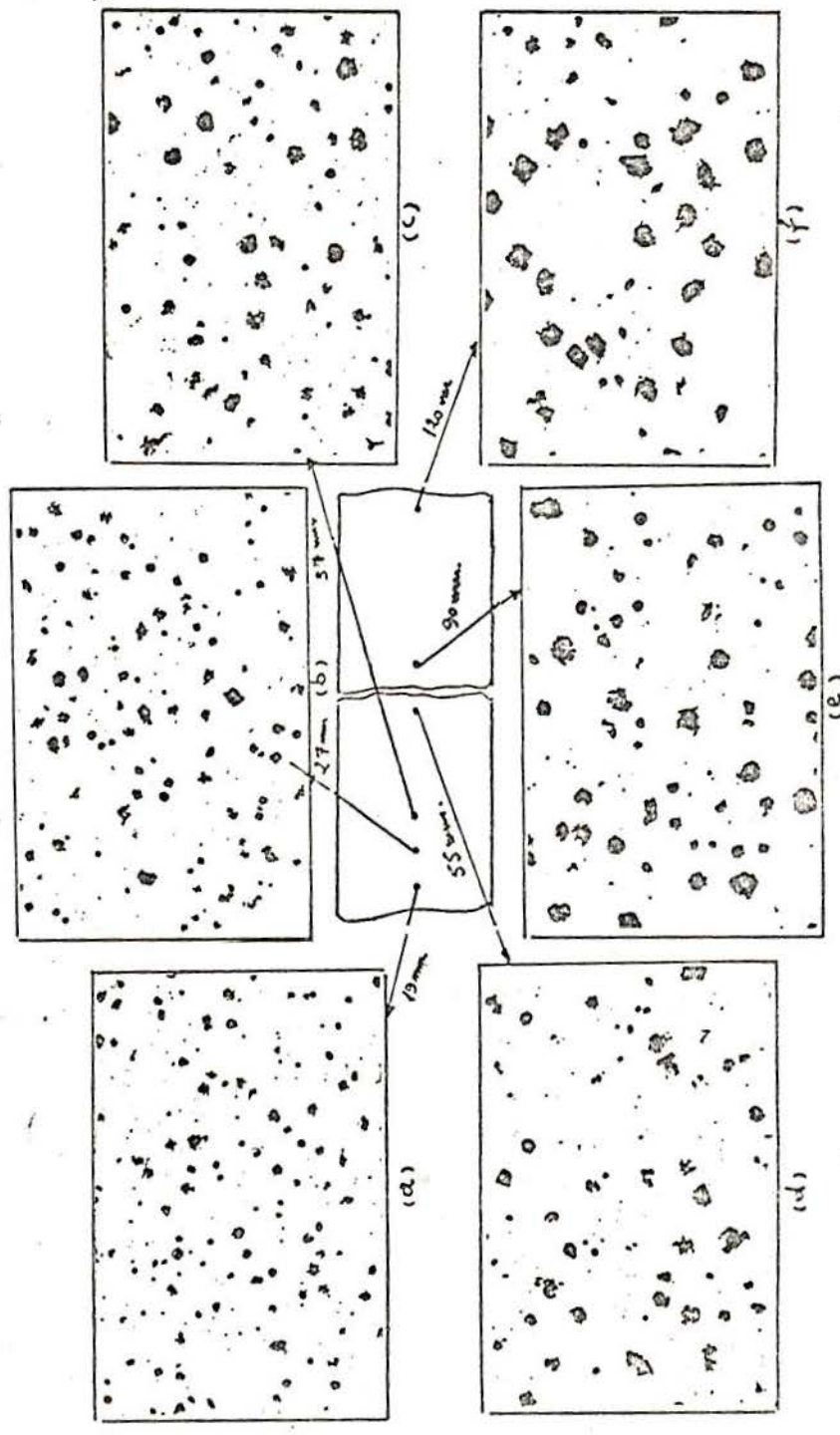


Fig. 52 - Idem, figura anterior da região entre 10mm e 120mm da interface coquilha-metal. Sem ataque. 100X.

99

As Figs. 53, 54, 55 e 56 mostram as fotomicrografias com ataque do lingote coquilhado. Na Fig. 53, podemos ver o crescimento das dendritas de austenita (no caso, temperatura ambiente, perlita). Esta matriz é bastante semelhante ao do ferro fundido branco, hipoeutético. Associada a mesma, podemos notar pequenos nódulos de grafita em baixo número. Nesta mesma figura observa-se cementita acicular.

A fotomicrografia da Fig. 53d, tomada a 4mm da borda, como pode-se ver pelo desenho esquematizado, apresenta cementita acicular, dendrita de perlita, os nódulos de grafita e pequenas áreas de ledeburita. A Fig. 58 mostra esta região com aumento de duzentas vezes. Ainda, com referência a ela, percebemos que os nódulos de grafita estão sempre associados à perlita, austenita que se transformou. Nas Figs. 53a e 53b podemos ver dendritas de perlita cortando-se, segundo suas direções preferenciais de crescimento (austenita transformada).



Fig. 58 - A 4mm da coquilha - 200 X

Perlita, cementita livre acicular
e ledeburita.

Ataque: Nital 2%.

90

A partir de 9mm de distância da coquilha, a matriz asse-
melha-se à já encontrada nos demais lingotes. Na Fig. 54, po-
demos ver fotomicrografias na linha do centro do lingote e à
3mm da borda lateral. Como pode-se ver, quase não diferem
uma da outra. Note-se ainda o aumento progressivo das áreas
de perlita e a diminuição na cementita acicular. Os nódulos,
são perfeitos e não apresentam anéis de ferrita. À 26mm da
coquilha, Fig. 55a, a quantidade de perlita é bem maior. Po-
demos ver pelas Figs. 55d, 55e e 55f, na borda lateral a di-
minuição rápida da quantidade de carbonetos, a partir dos 17
mm e alguns nódulos apresentando ferrita em sua volta. Perce-
be-se que isto aconteceu, à medida que se afastava da forma
macrográfica, semelhante a uma ponta de lança, Fig. 55. Isto
também aconteceu com relação ao centro do lingote. Por exem-
plo, aos 52mm, Fig. 55c, a matriz é predominantemente perlíti-
ca, muito pouco carboneto e já, pode-se notar um nódulo com a
nel de ferrita "olho de boi". A Fig. 56, do final do lingote,
mostra que a matriz é perlítica e que os nódulos de grafita
estão circundados por ferrita.

A Fig. 57 mostra fotomicrografias na secção transversal
do lingote à mais ou menos 3mm da coquilha. Nas mesmas, pode-
-se observar a presença dos nódulos de grafita, junto as ra-
mas das dendritas de perlita e grande quantidade de carbonet-
os aciculares, orientados, segundo diversas direções.

Como em outros trabalhos, (21, 15, 20, 30) verificou-se
a presença de carbonetos da zona "chill" e celulares, possi-
velmente devido à segregação de Mn.

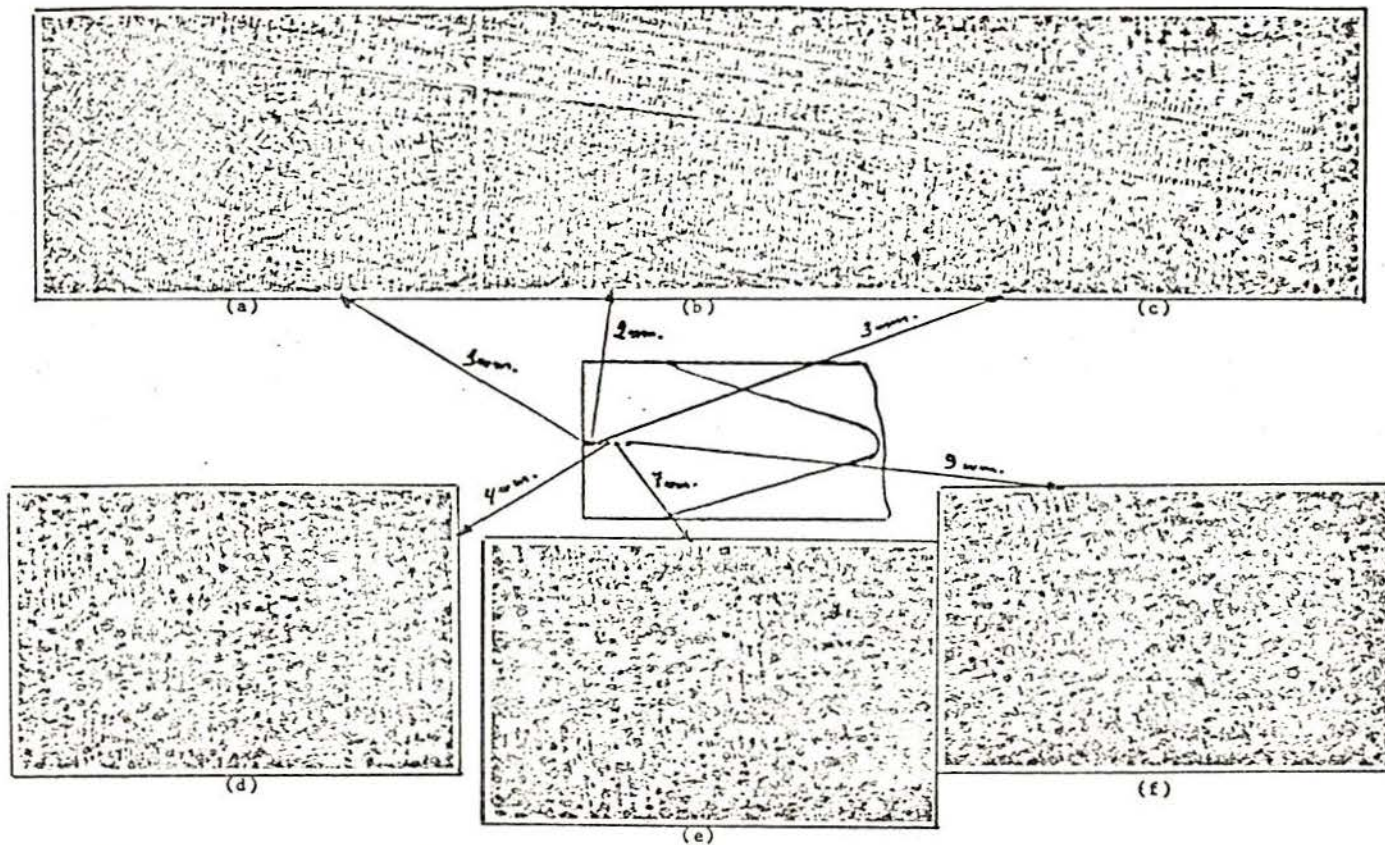


Fig. 53 - Aspecto micrográfico da distribuição de nódulos e da matriz do ferro fundido nodular, solidificado contra coquilha do mesmo material. Note-se nas fotos a, b e c o crescimento desordenado de dendritas de Austenita na zona correspondente à zona "chill" e o desenvolvimento de várias dendritas de cerca de 3mm de compr. vencedoras do processo competitivo estabelecido junto à coquilha. Ataque: nital 2%. 100 X.

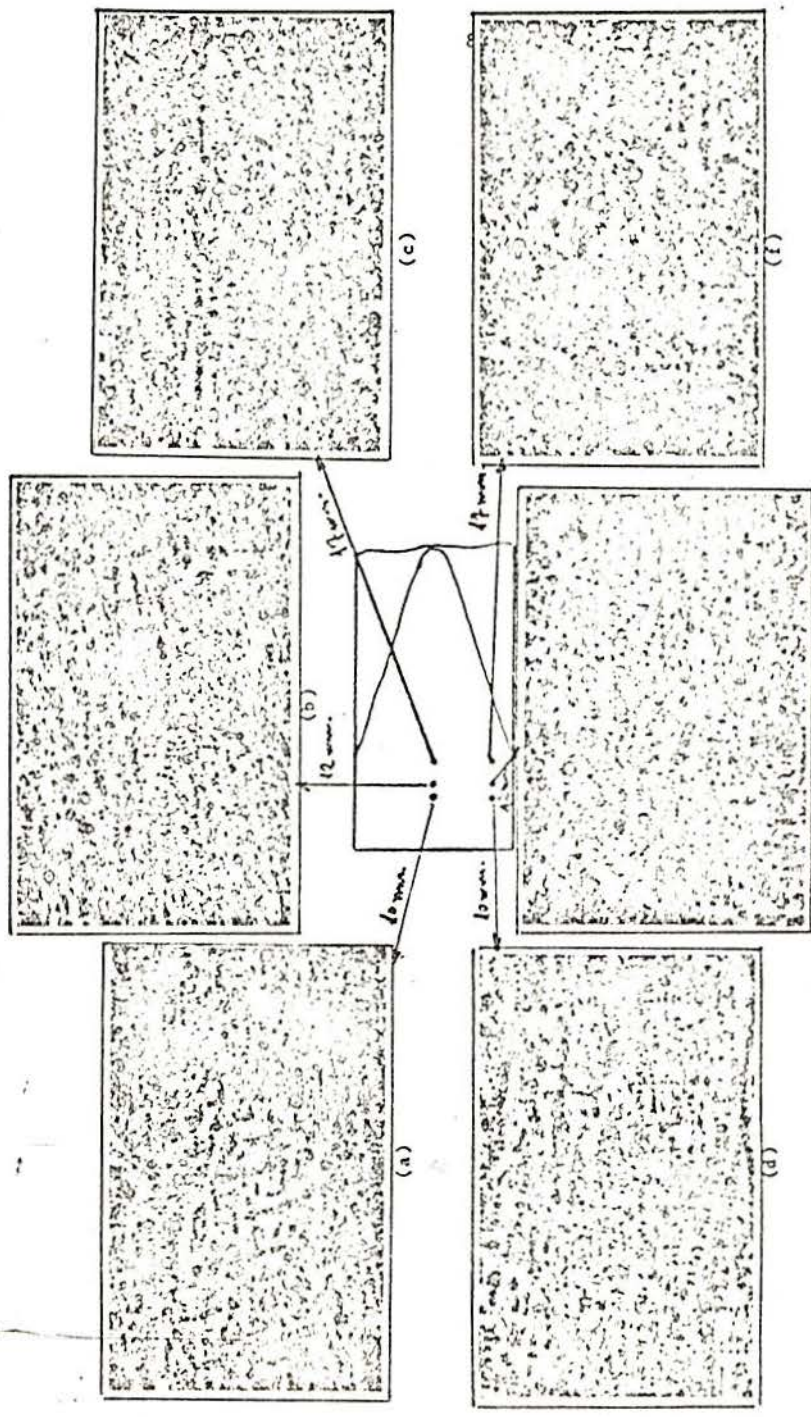


Fig. 54 - Idem, figura anterior, entre 10mm e 17mm, no centro e borda do lingote. Note-se a presença de carbonetos aciculares e o aumento gradativo de perlita. Ataque: níquel 2%, 100 X.

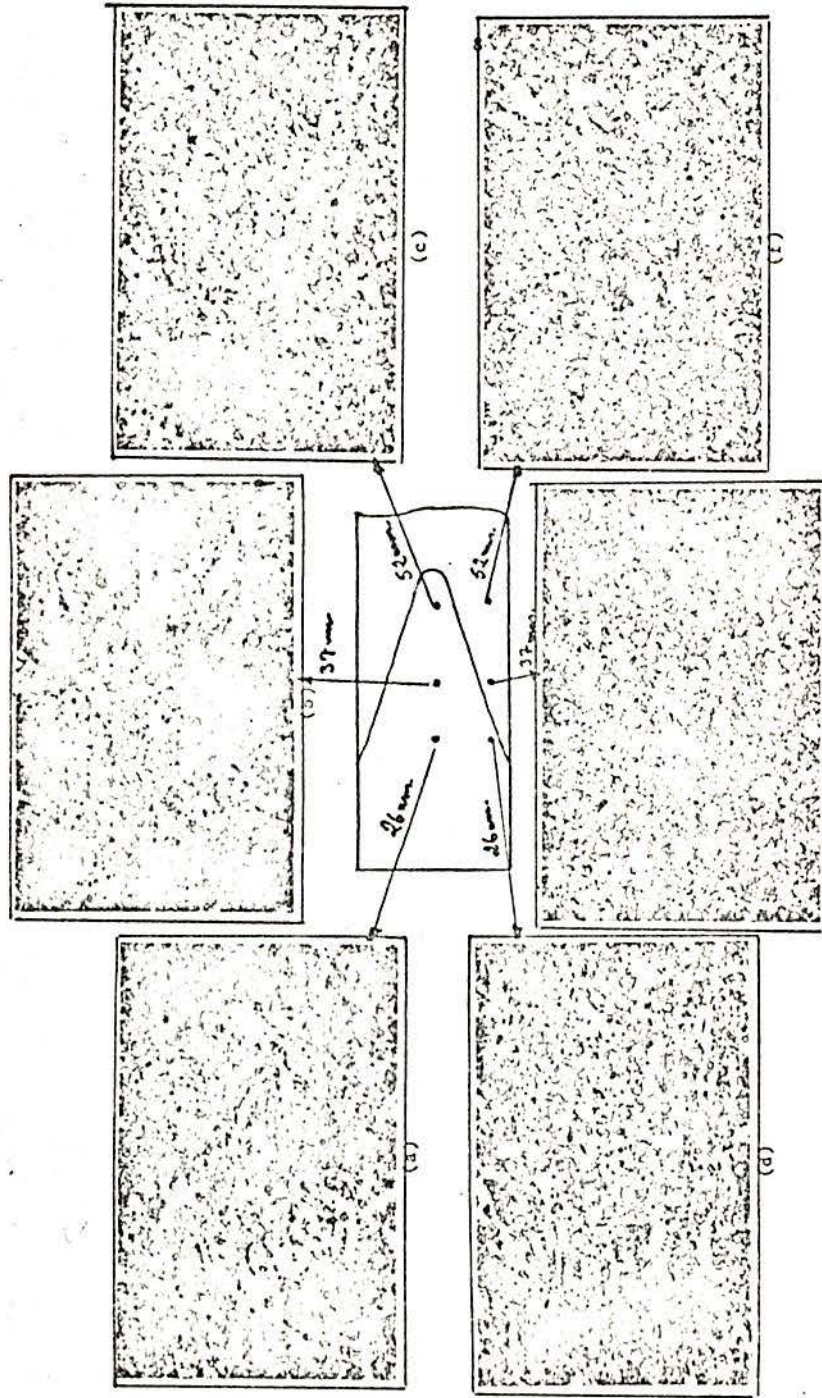


Fig. 55 - Idem, figura anterior, trecho entre 26mm e 52mm dentro e fora da zona de ponta de lança. Observe-se o desaparecimento dos carbonetos e o início, nas fotos e f, correspondentes a pontos fora da ponta de lança, do aparecimento dos anéis de ferrita.

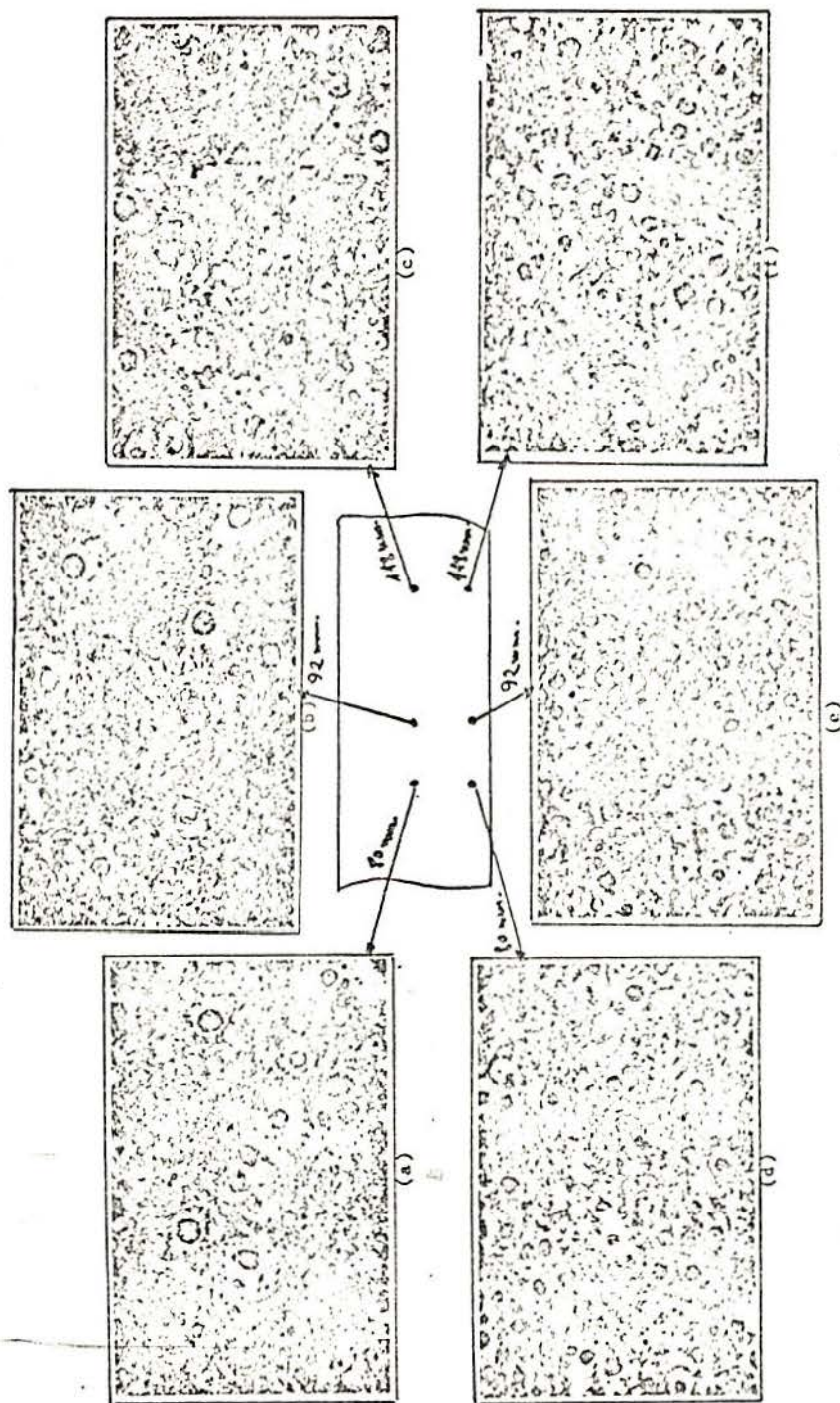
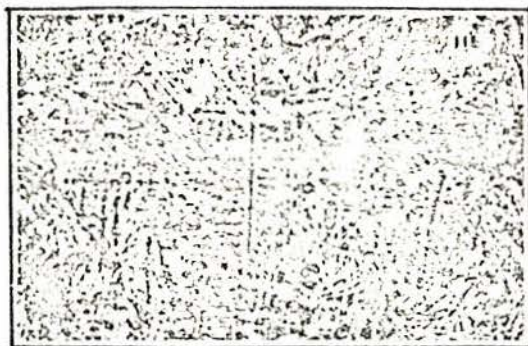
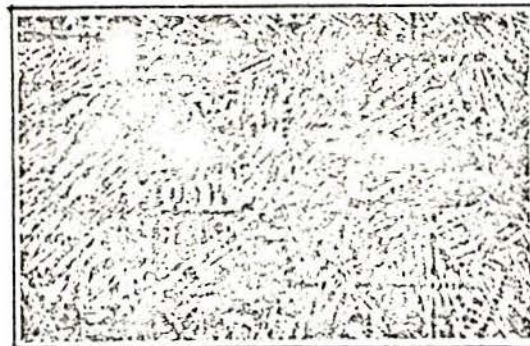


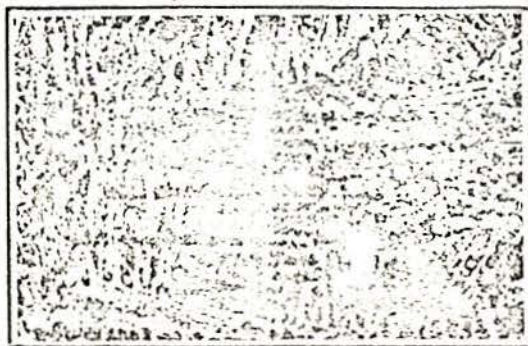
Fig. 56 - Idem, figura anterior, correspondente a zonas entre 80mm e 118mm da interface metal-metal. Constatase o desaparecimento dos carbonetos e a presença de grande número de anéis de ferrita.



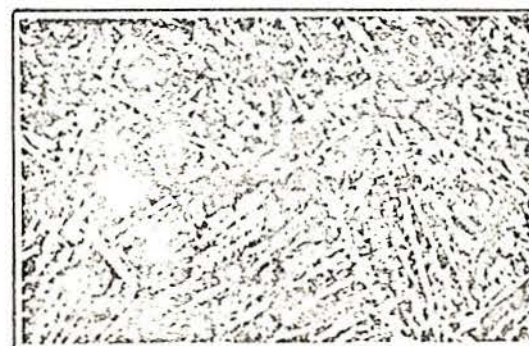
Ataque: nital 2% 100 X.



Ataque: nital 2% 100 X.



Ataque: nital 2% 200 X.



Ataque: nital 2% 200 X.

Fig. 57 - Corte transversal a 3mm de distância da interface metal-molde, propiciando uma vista de topo das dendritas provenientes da zona "chill".

7. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A técnica de solidificação, utilizada neste trabalho, vizou, principalmente, verificar a influência da extração de calor na micro e macroestrutura de um ferro fundido nodular, sem preocupar-se em desenvolver algum modelo que explicasse a origem e crescimento dos nódulos, ou mesmo enquadrá-lo dentro de uma das teorias apresentadas inicialmente.

No que se refere aos resultados macrográficos, foi observada uma formação característica, com o aspecto de ponta de lança que, no caso do lingote em contato direto com a coquilha, penetrou mais no sentido longitudinal do mesmo. Percebeu-se, dentro desta formação, estrias claras que, para o lingote coquilhado, na região mais próxima da coquilha, eram paralelas ao eixo do mesmo e para distâncias maiores, tornavam-se inclinadas. Acreditamos que esta orientação preferencial tenha sido provocada pelo componente lateral de extração de calor. O paralelismo inicial reflete o fato de, que junto à coquilha, a componente principal de extração de calor tinha o sentido longitudinal e orientou a estrutura macroscópica segundo aquela direção. Quando a distância da coquilha aumenta, a componente lateral de extração de calor torna-se cada vez mais significativa, provocando a mudança de orientação.

O ângulo ϕ da resultante da extração de calor em cada ponto, pode ser determinado por:

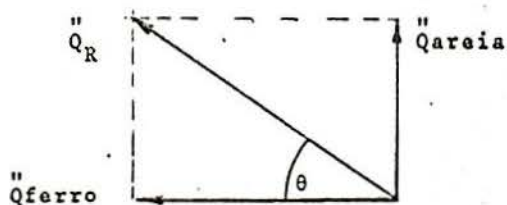


Fig. 59

$$\operatorname{tg} \theta = \frac{Q_{\text{areia}}}{Q_{\text{ferro}}}$$

$$\text{onde: } Q_{\text{ferro}} = \frac{b_{\text{Fe}} \cdot B_2 \cdot \exp \cdot -(\phi^2)}{\sqrt{\pi t}} \quad (1)^*$$

$$\text{e } Q_{\text{areia}} = \frac{b_{\text{Fe}} \cdot B_2' \cdot \exp \cdot -(x_2^2/4a_{\text{Fe}}t)}{\sqrt{\pi t}} \quad (2)^*$$

Q_{ferro} = fluxo de calor extraído pela coquilha de ferro, quando $x_1 = \xi$

Q_{areia} = fluxo de calor extraído pela lateral de areia, correspondendo a um ponto $x = x_2$ qualquer, medido a partir da interface areia-metal.

$$\xi = 2 \phi \sqrt{a_{\text{Fe}} \cdot t} \quad (\phi \text{ é a constante de solidificação de Schwarz}) \quad (3)$$

(40).

b_{Fe} = coeficiente de difusividade de calor do ferro

a_{Fe} = coeficiente de difusividade térmica do ferro

B_2 e B_2' = constantes.

* Ver Anexo I, 1.

ESCOLA DE ENGENHARIA
BIBLIOTECA

Consideremos a dimensão X_1 ao longo do eixo de extração de calor metal-coquilha e x_2 na direção correspondente à extração de calor metal-areia.

$$\text{Para um tempo } t = \frac{\xi^2}{4\phi^2 a_{Fe}} \quad (4)$$

esta relação torna-se:

$$\text{tg}\theta = B'_2/B_2 \exp \phi^2 (1 - x^2/\xi^2) \quad (5)$$

Pela análise da expressão 5, percebemos que o ângulo será uma função da relação X^2/ξ^2 e do tempo. As condições de borde desta equação podem ser determinadas com o auxílio das equações 1 e 2, para o caso de levantamento de indeterminação e resumem-se da seguinte maneira:

$$1) \quad X_1 = \xi = 0 \quad \therefore t = t_s = 0 \quad \therefore \theta = 0 \quad x_2 \neq 0$$

$$2) \quad X_2 = 0 \quad \therefore Q_{areia} \propto \frac{1}{\sqrt{t}} \quad t \neq 0$$

a medida que $t \rightarrow 0$, a expressão 2 torna-se indeterminada, sendo então necessário levantar a indeterminação. Procedendo-se assim, encontra-se:

$$Q_{areia} \rightarrow \infty$$

$$t \rightarrow 0$$

$$X_2 = 0$$

$$\text{portanto, } \therefore \text{tg}\theta = \frac{Q_{areia}}{Q_{Fe}} = \infty \text{ para}$$

um

$$X_1 = \xi \neq 0 \quad \therefore \theta = 90^\circ$$

3) $\xi = X_2$ \therefore (linha diagonal num lingote de secção ortogonal)

Segundo a expressão 5:

$$\operatorname{tg}\theta = B_1/B_2 = \text{cte.}$$

Nota-se que $\operatorname{tg}\theta = 1$ ($\theta = 45^\circ$) quando $B_1/B_2 = 1$ (dois moldes do mesmo material).

O exame da macrografia, Fig. 29, do lingote coquilhado, permite-nos considerar como zona de maior influência da coquilha, os primeiros 20mm de distância da mesma.

Convém notar, que o formato de ponta de lança que apresenta a macrografia da peça coquilhada (coquilha em contato direto) não é a forma da frente de solidificação; isto é, a frente de solidificação não avançou segundo a forma de ponta de lança. O desenho abaixo (Fig. 60), supondo-se a extração de calor lateral (areia) e longitudinal (coquilha), mostramos, como poderia ser esta frente de solidificação.

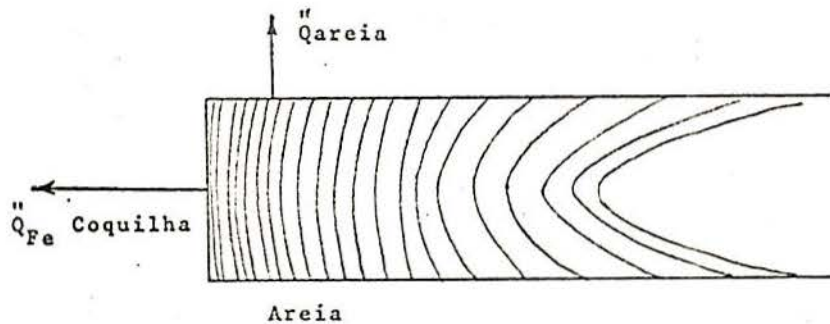


Fig. 60 - Isócronas esquemáticas da frente de solidificação, que poderá haver ocorrido no lingote solidificado, em contato com a coquilha.

100

Para cada tempo, as normais à direção de extração de calor máximo definem a frente de solidificação em cada ponto e a união dos mesmos através de uma curva tangente dá-nos a forma da frente de solidificação naquele momento.

Merece atenção, o fato da forma de "ponta de lança" que pode ter sido facilitada também, pelo recozimento à alta temperatura da estrutura primária de solidificação.

No que diz respeito aos outros três lingotes, pelas macrografias dos mesmos, Figs. 26, 27 e 28, podemos ver que são bastante semelhantes e que o uso da coquilha, com uma parede de areia intercalada, praticamente, teve pouca influência na extração de calor, durante a solidificação do lingote. Da mesma forma, que no lingote coquilhado (coquilha em contato direto), houve uma direção preferencial de extração de calor, resultante das duas componentes, lateral e longitudinal.

Nestas três macrografias, podemos ver, ainda, muito nitidamente, zonas em que ocorreram rechupe. Pela posição das mesmas e pela contagem do número de nódulos, posteriormente, acreditamos que sejam devidos a uma falha no dimensionamento do canal de alimentação da peça.

Uma característica bastante interessante que pode ser vista pelas macrografias dos três lingotes, agora em discussão, Figs. 26, 27 e 28, é uma pequena zona, no início dos mesmos, de coloração escura (extremidade esquerda), que não apresenta a macroestrutura orientada de extração de calor. A presença de "olho de boi", verificada posteriormente pelo estudo micrográfico, indica uma possível decomposição da es-

estrutura primária (recozimento); ocorrida durante a solidificação até a desmoldagem e facilitada pela baixa extração de calor da areia.

A capacidade de recozimento da estrutura primária é função não só da temperatura alcançada naquele ponto (30), como também da velocidade de esfriamento no estado sólido e do número de nódulos formados (no caso de recozimento de carbonetos ou decomposição de perlita).

Examinando detalhadamente as micrografias dentro desta região e na borda do lingote e, levando em conta a menor extração de calor no sentido longitudinal, podemos concluir que as temperaturas interfaciais metal molde, longitudinais e, na borda, são diferentes, sendo maior a primeira, Fig. 61.

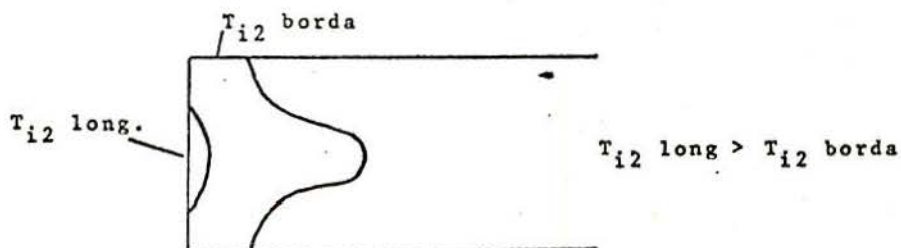


Fig. 61

Consequentemente, a região longitudinal permaneceu um tempo superior a uma temperatura maior, porque, enquanto a frente de solidificação avançava, esta região já iniciava seu recozimento.

A frente de recozimento partiu da interface longitudinal e avançou com formato de um semicírculo mostrando a metalografia a sua forma no momento de desmoldagem. Este fenôme-

no foi mais acentuado à medida que a extração de calor diminuiu (veja-se as macrodurezas).

Análise semelhante pode ser aplicada para a explicação do formato da ponta de lança e do perfil de dureza dos lingotes (Figs. 34, 35, 36 e 37).

No que diz respeito à distribuição de nódulos, a influência da extração de calor está claramente demonstrada nas Figs. 38, 39, 40, 41 e resumida na Fig. 62.

Verificou-se, como em outros trabalhos (21,22,32) que à medida que aumenta a extração de calor, aumenta o número de nódulos para uma mesma distância da interface metal-molde e, que o mesmo diminui continuamente quando nos afastamos desta interface.

Entretanto, com um regime de extração de calor intermediário entre a coquilha e 10mm de areia + coquilha, aparece uma inflexão correspondente a um máximo, antecipado de um mínimo perto da coquilha. A explicação deste fenômeno, deve apoiar-se sobre a teoria de nucleação de uma fase a partir de uma matriz supersaturada pelo superesfriamento. Segundo a mesma, o aumento da velocidade de nucleação, com o aumento do grau de superesfriamento, pode ser explicado pela diminuição do raio crítico necessário para a nucleação, com o acréscimo ΔT e conseqüentemente pelo menor trabalho necessário para a sua formação. Entretanto para maiores superesfriamentos reduz-se a mobilidade atômica, pelo aumento da viscosidade da fase líquida. Isto, impede a nucleação e reduz tanto V_N (velocidade de nucleação) como V_c (velocidade de crescimento), Fig. 63.

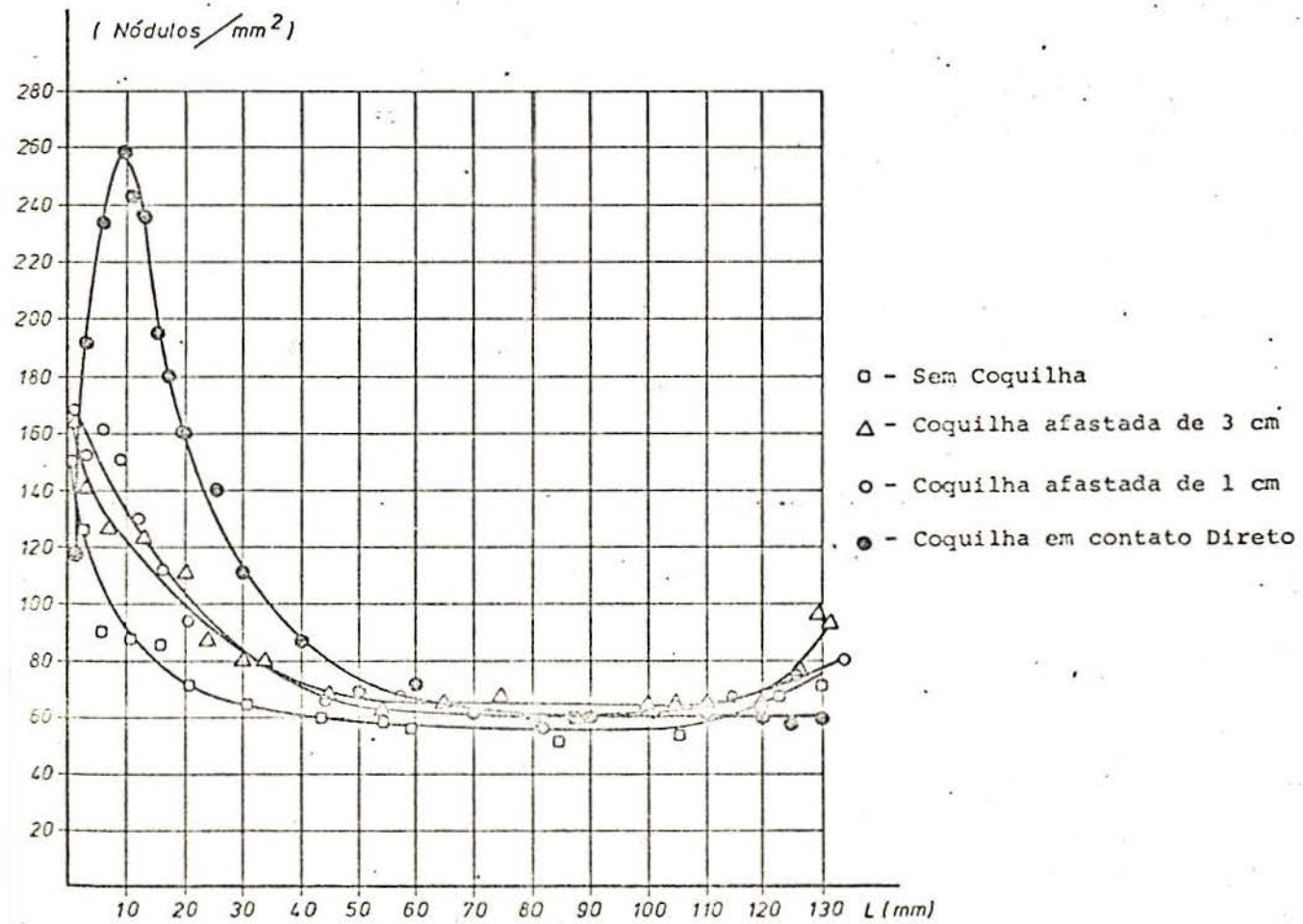


Fig. 62 - Distribuição de Nódulos

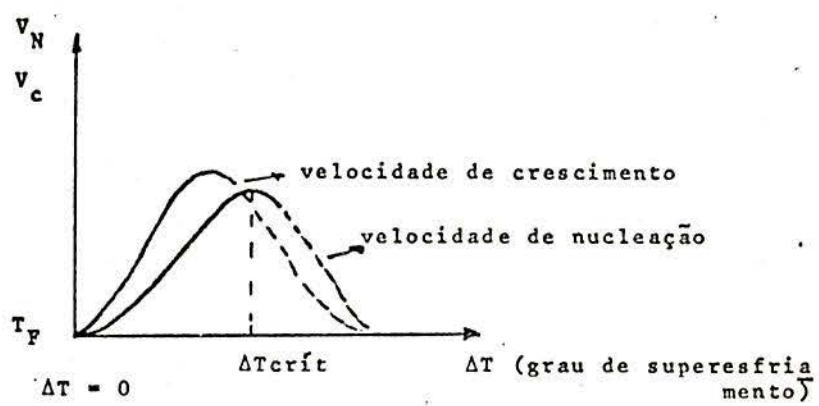


Fig. 63 - Curvas experimentais obtidas para a solidificação de materiais metálicos e não metálicos, graficados de forma qualitativa.

Normalmente, somente o trecho ascendente destas curvas tem sentido para os metais, que, em condições normais de solidificação, não se superesfriam consideravelmente.

O número de grãos (consequentemente, tamanho de grão), quando observado ao microscópio à temperatura ambiente, depende da relação entre v_N e v_c e Latkin (41), propõe a seguinte expressão para o seu valor:

$$\text{número de grãos} = k \sqrt{\frac{v_N}{v_c}}$$

Como v_N aumenta mais rápido do que v_c , para valores de superesfriamento maiores, quanto maior ΔT , menores serão os grãos.

Nas experiências de Turnbull (42) e outros autores, verificou-se que o superesfriamento máximo para metais puros é da ordem de $0,2T_F$ (-30°C para o Fe puro) e de $0,02T_F$ para me-

tais contendo nucleantes (nucleação heterogênea) (43).

Estas experiências foram realizadas em condições não comparáveis com as existentes num lingote real, onde o sistema é extremamente dinâmico, tanto no sentido térmico, como no constitucional (com o "splat cooling" consegue-se inibir a cristalização durante o esfriamento). Por isto, sua extrapolação para as condições reais parece-nos temerária. O perfil de distribuição de nódulos obtido, teria uma explicação lógica, se supuzéssemos o superesfriamento verificado durante a solidificação houvesse superado o valor $\Delta T_{crít.}$ (Fig. 63). Este valor, lamentavelmente, não está quantificado adequadamente. Loper & Heine (27), realizaram o que pode ser considerado o melhor e mais aproximado trabalho neste sentido. Demonstraram que os nódulos já existiam no líquido e que seu número variava, à medida que baixava a temperatura de t_{empera} da amostra, parcialmente ou totalmente liquefeita. Obtiveram, para um ferro semelhante em composição ao do presente trabalho, um máximo de nódulos correspondentes a uma temperatura de 167 °C acima da linha eutética. Estes resultados podem ter sido afetados por erro, devido ao breve período de permanência da amostra no estado líquido (4min somente), fazendo com que, eventualmente, mantivesse características de hereditariedade (44), ainda no estado líquido. Como não foram medidos os valores de ΔT neste trabalho, podemos estimá-los mediante a aplicação do modelo de Schwarz (49), ressaltando que o líquido permanecesse superesfriado durante o tempo necessário para a nucleação.

Este valor poderá ser, segundo este método de cálculo, igual a:

100

$$\Delta T_{\max} (x = 0) = 4259C \quad *$$

Admitindo que este valor seja maior que $\Delta T_{\text{crít.}}$, teríamos explicada a distribuição pela simples aplicação da teoria de nucleação clássica. * Anexo I, 2.

Uma aproximação mais completa deveria levar em conta os fenômenos presentes na nucleação dinâmica, onde $\frac{\partial T}{\partial t}$ é variável e a nucleação é um fenômeno dependente do tempo e da temperatura. Infelizmente são muito poucos os dados e soluções existentes para o problema, através desta aproximação.

Na realidade o fenômeno é mais complexo e deixamos de analisar a influência de outros parâmetros que poderiam influenciar fortemente a nucleação e, eventualmente, conduzir a uma explicação semelhante. Entre eles, poderíamos citar:

- a) superesfriamento constitucional, proveniente da forte segregação que deve ter havido durante a solidificação unidirecional. Necessitaríamos realizar uma série completa de análises químicas para comprovar esta hipótese, o que não pode ser realizado, por razões técnicas;
- b) alterações no diagrama de equilíbrio, provocadas pela excessiva velocidade de esfriamento. Este fenômeno, muito conhecido nas ligas Al-Si eutéticas, poderia explicar o comportamento, principalmente na matriz.

O fato de outros autores, tratando o problema e utilizando a mesma metodologia, não haverem chegado aos mesmos dados experimentais, deve-se, cremos, pela razão de neste trabalho haveremos utilizado um lingote menor do que os demais. Isto leva a aumentar, consideravelmente, a extração de calor e

707
diminuir o tempo de solidificação, segundo Chvorinoff, seria:

$$t = k \left(\frac{V}{A}\right)^2$$

Ainda com respeito à distribuição de nódulos, verificamos na Fig. 62, um certo aumento no fim dos lingotes vazados sem coquilha, coquilha afastada de 10mm e 30mm. Através da posição dos rechupes nestes lingotes, concluímos que esta variação tenha sido provocada por uma solidificação nos dois sentidos, devido a uma falha no canal de alimentação.

A diferença na distribuição de nódulos entre a linha central dos lingotes e a borda, deve-se à diferença de velocidade de solidificação entre as duas zonas, Figs. 38, 39, 40 e 41. Para o caso do lingote coquilhado (coquilha em contato direto) nos primeiros 30mm a distribuição na borda e no centro superpuseram-se parcialmente, Fig. 41. Isto indica que, junto à coquilha, a solidificação foi fortemente unidirecional e que, à medida que a distância aumenta, o efeito da componente lateral de extração de calor torna-se cada vez mais significativa, destruindo a unidirecionalidade da solidificação.

A influência da extração de calor sobre o tamanho do nódulo pode ser visto na Fig. 42. Para os lingotes vazados sem coquilha, coquilha afastada de 30mm e 10mm, as curvas de distribuição de tamanho não foram consideradas, a partir dos 90 mm, porque apresentaram uma solidificação nos dois sentidos, já discutida. Verifica-se que o tamanho do nódulo aumenta à medida que nos afastamos da interface metal-molde até permane

cer constante após uma distância que depende do molde (80mm para a coquilha em contato direto e 50-60mm para os demais moldes).

Isto demonstra, que o tamanho do nódulo é inversamente proporcional à extração de calor (representado no gráfico pela distância à interface metal-molde) e que os moldes fizeram sentir a sua atuação até 80mm no caso da coquilha em contato direto e 50-60mm nos demais.

A Fig. 43 mostra a variação na área ocupada pelos nódulos. Do mesmo modo, verificou-se, de uma maneira geral, um comportamento semelhante à variação de tamanho de nódulo com a distância da interface metal-molde.

Correlacionando os valores de dureza dos gráficos das Figs. 34, 35, 36 e 37, com a área ocupada pelos nódulos, pode-se afirmar que a dureza não somente é inversamente proporcional à fração nodulizada, mas, também e principalmente, depende da matriz e do estado da mesma.

8. CONCLUSÕES

1. A técnica de "coquilha + areia" teve pouca influência na extração de calor.
2. A densidade de nódulos num lingote de ferro fundido nodular unidirecional depende da extração de calor.
3. Quanto maior a extração de calor, maior a densidade de nódulos para uma mesma distância da interface metal-molde. Neste trabalho, isto verificou-se para os primeiros 60mm.
4. Existe um valor crítico de extração de calor intermediário entre a coquilha e 10mm de areia + coquilha, na qual a forma de distribuição dos nódulos varia totalmente, passando a apresentar um mínimo à cerca de 1mm e um máximo, à cerca de 9-10mm da interface metal-molde.
5. O tamanho dos nódulos é inversamente proporcional à extração de calor.
6. Quanto maior a extração de calor, melhor a qualidade da forma do nódulo para uma mesma distância da interface metal-molde.

7. A matriz ao longo do lingote é função de extração de calor; quanto maior a extração de calor, maior a quantidade de carbonetos presentes, variando de acicular para celular (zona "chill", ferro branco).
8. A dureza no lingote variou com o regime de extração de calor. Aumentou quando a extração de calor foi maior, devido, principalmente, a maior quantidade de carbonetos na matriz.
9. Verificou-se que a dureza, não somente é inversamente proporcional à fração nodulizada, mas também e principalmente, depende da matriz e do estado de tensão da mesma.
10. Uma extração de calor crítica intermediária entre a coquilha e 10mm de areia mais coquilha, provocou um alto grau de superesfriamento, o qual supomos acima de ΔT_{crit} . A baixa frequência de nucleação de grafita esferoidal resultante, determinando um pequeno número de nódulos, fez com que o metal líquido se solidificasse parcialmente, segundo o sistema metaestável.

9. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

- 1 - Repetir as experiências, com diferentes espessuras de coquilha e com termopares inseridos no lingote, com a finalidade de registrar as curvas de esfriamento em cada ponto e assim determinar ΔT experimentalmente para cada posição, com um possível equacionamento matemático para a frequência de nucleação.

- 2 - Realizar experiência com ferro nodular de composição diferente e verificar se há uma repetição do fenômeno e para que condições.

A N E X O I1. Análise Térmica do Processo de Solidificação Unidirecional

Tratando a solidificação do lingote de ferro nodular, com a metodologia de Schwarz (40), obteve-se os seguintes valores para as condições reais de fundição, correspondentes à solidificação em coquilha, Figs. 64 e 65:

$$T_v = 1450^{\circ}\text{C} ; T_f = 1160^{\circ}\text{C} ; T_o = 20^{\circ}\text{C} ; M = 1$$

$$S^+ = \frac{1450 - 1160}{1160 - 20} ; H^+ = \frac{65}{0,11 (1160 - 20)} = 0,518$$

$$\phi = 0,33 ; T_{i_2} = 858^{\circ}\text{C}$$

$$T_1(x,t) = 858 - 838 \operatorname{erf} (1,44 x/\sqrt{t})$$

$$T_2(x,t) = 958 + 838 \operatorname{erf} (1,44 x/\sqrt{t})$$

$$T_3(x,t) = 1450 - 453 \operatorname{erfc} (1,44 x/\sqrt{t})$$

$$\xi_{(cm)} = 0,23\sqrt{t} ; v_s(cm/s) = 0,11/\sqrt{t} = 0,026/\xi$$

113
Aplicando o mesmo modelo, pode-se calcular a influência da extração de calor lateral através do molde de areia, em relação ao calor extraído pela coquilha:

$$Q_{Fe} = \frac{b_{Fe} \cdot B_2 \cdot \exp - (\phi^2)}{\sqrt{\pi t}} \quad (\text{fluxo de calor extraído pela lingoteira de Fe, correspondente quando } x = \xi)$$

traído pela lingoteira de Fe, correspondente quando $x = \xi$)

$$Q_{areia} = \frac{b_{Fe} \cdot B_2' \cdot \exp - (x^2/4at_{Fe})}{\sqrt{\pi t}} \quad (\text{fluxo de calor extraído pela parte lateral de areia, correspondente a um ponto } x \text{ qualquer, medido a partir da interface areia/metal}).$$

traído pela parte lateral de areia, correspondente a um ponto x qualquer, medido a partir da interface areia/metal).

2. Cálculo do Superesfriamento na Parêde da Coquilha, Segundo Schwarz (40)

$$T = T_F - T_3'(x,t) = T_F - T_{i3} + (T_v - T_{i3}) \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{a_3 t}} \right)$$

onde:

ΔT = superesfriamento

T_3' = temperatura no líquido não transformado ($L_f = 0$)

T_{i3} = temperatura interfacial metal-molde para o caso do líquido metaestável.

Adotando os valores do presente trabalho, obtemos:

$$\Delta T = 425 - 715 \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{a_3 t}} \right)$$

$$\Delta T_{max} = 425^\circ C \quad - \quad x = 0$$

Curvas de Solidificação, modelo de Schwarz

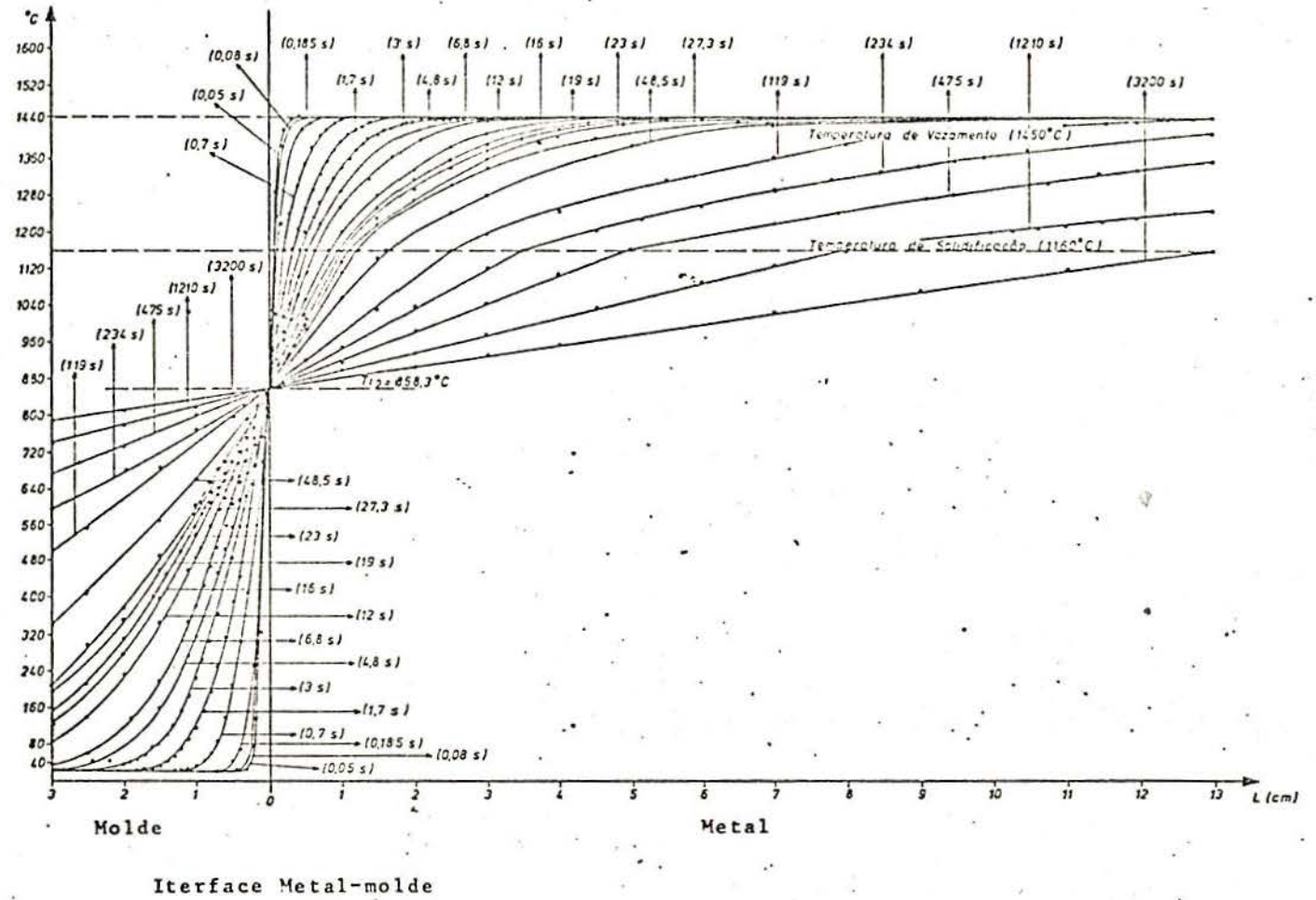
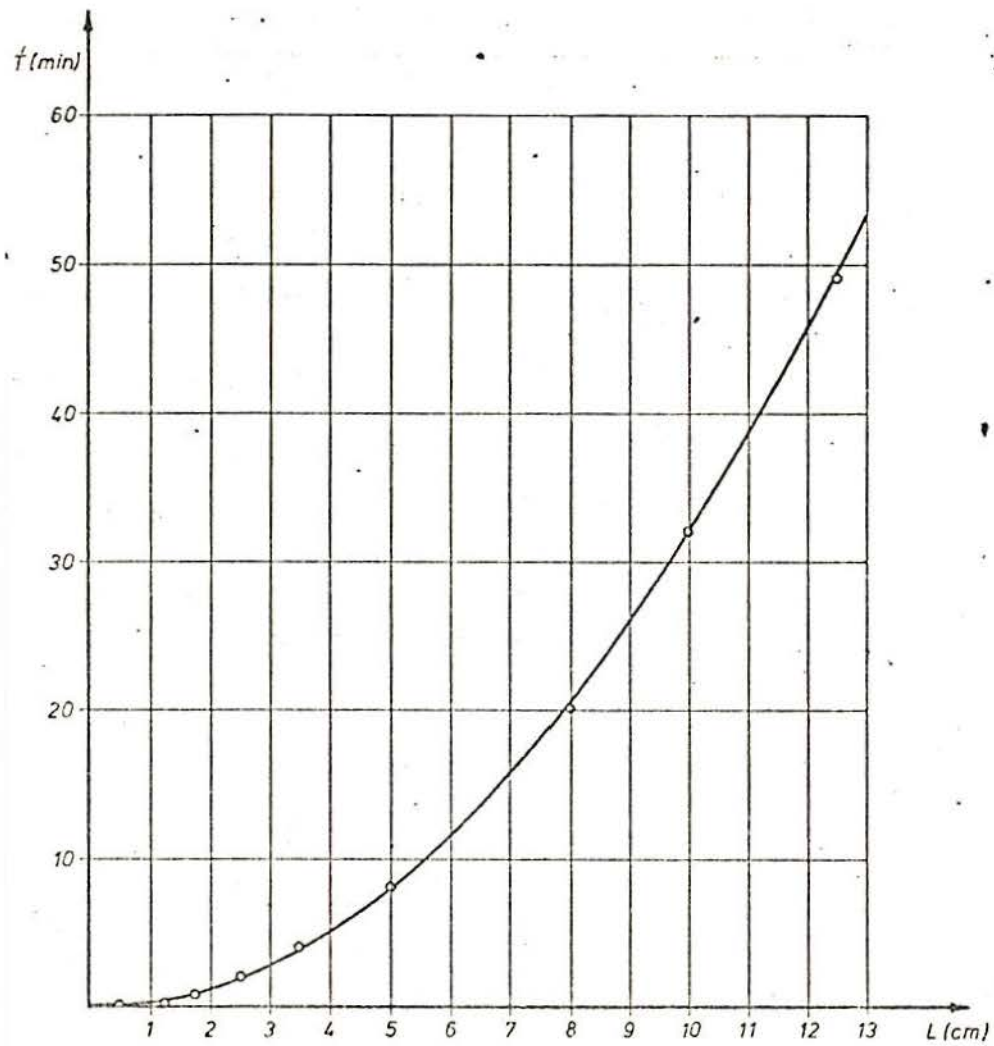


Fig. 64



L (cm)	T (min)
0,1	0,003
0,2	0,012
0,3	0,028
0,4	0,050
0,5	0,080
0,6	0,113
0,7	0,155
0,8	0,200
0,9	0,267
1,0	0,320
1,1	0,383
1,2	0,455
1,3	0,550
1,4	0,617
1,5	0,717
1,6	0,808
1,8	1,025
2,5	1,983
3,5	3,900
5,0	7,917
8,0	20,167
10,0	31,666
12,5	49,166
13,0	53,333

Fig.65-Curva Representativa do Tempo Levado Para o Metal Líquido Solidificar, para cada Ponto a Partir da Coquilha, (Schwarz)

BIBLIOGRAFIA

- 1 - MORROGH, H. - Production of Nodular Graphite Structures in Gray Cast Irons, Trans. AFS, v. 56, p. 72-90, 1948.
- 2 - PRATES, M.;-FISSOLO, G. & BILONI, H. - Parameters Affecting the Unidirectional Solidification of Pure Metals, Met. Trans., v. 3, 1972.
- 3 - MULLER, A. & BILONI, H. - Solidificación Unidireccional y Polidireccional de Al y Aleaciones Al-Cu Bajo Rangos de Presiones de 1 a 150 Atmosferas, PMM/C-149, Buenos Aires, CNEA/OEA, 1974.
- 4 - WICKENDER, T.H. - Trans. AFS, v. 56, p. 88, 1948, cit.na ref. 6.
- 5 - HOLDEMAN, G.E. & STEARNS, J.C.H - Variables in Producing Nodular Graphite Cast Iron by Magnesium Treatment, American Foundryman, p. 36-41, 1949.
- 6 - BUTTNER, F.H.; TAYLOR, H.F. & Wulff, Y. - Graphite Nodules ... a note on Spherulization of Graphite in Cast Iron, American Foundryman, v. 20, nº 4, p. 49-50. 1951.
- 7 - BECKER, R. - Z. Metallkunde, v. 29, p. 245, 1937, cit.na

ref. 6.

- 8 - BERNAUER, F. - Gedrillte, Kristalle, Berlin, 1929, cit. na ref. 6.
- 9 - SY, A. de - The Belgian Contribution to the Study of Nodular Iron Castings, Rev. Univ. des Mines, 9th. Series, Book 6, v. 8, Aug. 1950, cit. na ref. 10.
- 10 - SY, A. de - Graphyte Spherulite Formation and Growth, - Foundry, p. 100-103, 210, 212, 218, 220, Nov. 1953.
- 11 - SY, A. de - Formation of Graphyte Nodules, Metal Progress, v. 66, n^o 1, p. 92-93, June 1954.
- 12 - YAMAMOTO, S.; KAWANO, Y.; MURAKAMI, Y.; CHANG, B. & OZAKI, R. - Producing Spheroidal Graphite Cast Iron by Suspension of Gas Bubbles in Melts, Trans. AFS, v. 83, p. 217-226, 1975.
- 13 - LOPER, C.R., Jr. & HEINE, R.W. - Dendritic Structure and Spiking in Ductile Iron, Trans. AFS, v. 76, p. 547-554, 1968.
- 14 - LOPER, C.R., Jr.; HEINE, R.W.; RUSMAN, R.W. & SHAH, B.H., - Thermal Analysis of Ductile Iron, Trans. AFS, v. 75, p. , 1967.
- 15 - RUSMAN, R.W. & LOPER, C.R., Jr. - Heavy Sections Ductile Iron as Affected by Certain Processing Variables, Trans. AFS, v. 75, p. 1-9, 1967.
- 16 - PARKS, T.W., Jr.; BERRY, N.G. & LOPER, C.R., Jr. - The Effect of Solidification Time and Section Size on The Mechanical Properties and Microstructure of High Carbons Ferrous Alloys, Trans. AFS, v. 76, p. 565-572, 1968.
- 17 - PARKS, T.W., Jr. & LOPER, C.R., Jr. - A Study of the Conditions Promoting Dendritic Growth in Ductile Iron ,

Trans. AFS, v. 77, p. 90-96, 1969.

- 18 - LOPER, C.R., Jr. & HEINE, R.W. - The Solidification of Cast Iron with Spheroidal Graphite, Trans. ASM, v. 56; p. 135-152, 1963.
- 19 - KELLERMANN, C.R., Jr. & LOPER, C.R., Jr. - Thermal Treatment Near Eutectic Temperature Effect on Graphite in Ductile Iron, Trans. AFS, v. 72, p. 495-507, 1964.
- 20 - LOPER, C.R. & HEINE, R.W. - The Effect of Processing Variables on Ductile Iron Quality, Trans. AFS, v. 73, p. 488, 1965.
- 21 - LOPER, C.R., Jr. - Processing and Control of Ductile Cast Iron, Modern Casting, p. 1, 1969.
- 22 - RAUCH, A.H.; PECK, J.B. & THOMAS, C.F. - Carbons Flotation in Ductile Iron, Trans. AFS, v. 67, p. 263, 1959.
- 23 - ELLIS, J.F. & DONOHO, C.K. - Magnesium Content and Graphite Forms in Cast Iron, Trans. AFS, v. 66, p.203, 1958.
- 24 - HOLDEMAN, G.F. & STEARNS, J.C. - Variables in Producing Nodular Graphite Cast Iron by Magnesium Treatment - American Foundryman, p. 36, 1949.
- 25 - MOTZ, J.; VERLIN, W.S. & ORTHS, K. - The Influence of Some Elements on the Matrix and the Properties of Ductile Iron Castings after Solidification in Sand and Ingot Molds, Trans. AFS, v. 76, p. 201, 1968.
- 26 - BASUTKAR, P.D; LOPER, C.R. & BABU, C.L. - Solidification of Heavy Section Ductile Iron Casting, Trans. AFS, v.78, p. 429, 1970.
- 27 - LOPER, C.R., Jr & HEINE, R.W. - Graphite Formations During Solidification of Cast Iron, Trans. AFS, v. 69, p. 583, 1961.

- 119
- 28 - KEVERIAN, J.; ADAMS, C.M. & TAYLOR, H.F. - Time of Formation of Spherulites in Hipo and Hiper-eutectic Irons , Trans. AFS, v. 60, p. 849, 1952.
 - 29 - BASUTKAR, P.K.; PARK, C.S.; MILLER, R.E. & LOPER, C.R. , Jr. - Formation of Spiky Graphite in High Magnesium Ductile Iron Castings, Trans. AFS, v. 81, p. 180, 1973.
 - 30 - WITHEY, D.H. & LOPER, C.R., Jr. - Effect of the Use of Chills in Heavy Sections Ductile Iron Castings, Trans. AFS, v. 77, p. 262, 1969.
 - 31 - SINÁTORA, A. & SOUZA SANTOS, A.B. de - Efeito de Percentagens de Fe-Si, Utilizado como Inoculante na Estrutura e Propriedades de Ferro Nodular, Metalurgia ABM, v. 32, nº 221, p. 255, abril 1976.
 - 32 - BUHR, R.K. - Vermiculite Graphite Formation in Heavy Section Nodular Iron Casting, Trans. AFS, v. 76, p. 497 , 1968.
 - 33 - SUGIYAMA, N.; GOOSSENS, L.J.M.; PIESKE, A. & CHAVES, L. M.F. - Influência do Manganês na Produção do Ferro Fundido Nodular, Metalurgia, v. 28, nº 171, p. 149, fev. 1972.
 - 34 - PIESK, A; CHAVES, L.M.F.; SUGIYAMA, N. & GOOSSENS, L.J. M. - Efeitos de Adição de Estanho na Estrutura e Propriedades do Ferro Fundido Nodular Hipereutético, Metalurgia, v. 28, nº 181, p. 883, dez. 1972.
 - 35 - LALICH, N.J. & LOPER, C.R., Jr. - Effects of Pearlite - Promoting Elements on the Kinetics of the Eutectoid Transformation in Ductile Cast Irons, Trans. AFS, nº 81, p. 217, 1973.
 - 36 - DECROP, M. - Dégénérescence du Graphite Sphéroïdal, Fonderie, nº 228, p. 57, Fév. 1965.

- 37 - KARSAY, I. & SCHELLENG, R.D. - Nickel Alloyed Austenitic Ductile Iron Graphite Structures, Trans. AFS, v. 69, p. 725, 1961.
- 38 - KARSAY, I. & SCHELLENG, R.D. - Heavy Ductile Iron Castings Composition Effect on Graphite Structure, Trans. AFS, v. 69, p. 672, 1961.
- 39 - KARSAY, S.I. & CAMPOMANES, E. - Control of Graphite Structure in Heavy Ductile Iron Castings. Modern Casting, p. 85 July 1970.
- 40 - SCHWARZ, C - Z. Angew Math. und Mech., v. 13, p. 202, 1933.
- 41 - LAKHTIN, Y. - Engineering Physical Metallurgy, Mir Publishers, Moscow, 2nd. ed.
- 42.- TURNBULL, D. - Formation of Crystal Nuclei in Liquid Metals, J. of Applied Physics, Oct. 1950.
- 43 - DAVIES, G.J. - Solidification and Casting, Applied Science Publishers Ltd., London.
- 44 - MASCRÉ, C.- Surfusion et Germes de Solidification des Métaux et Alliages, Mémoires Scientifiques Rev. Métallurg., LXVIII, n° 3, 1971.