

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

ESCOLA DE ENGENHARIA

DEPARTAMENTO DE METALURGIA

**AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA
DO FERRO FUNDIDO CINZENTO EM FUNÇÃO DO
TEMPO DE RESFRIAMENTO NO MOLDE
EM AREIA VERDE**

Trabalho de Conclusão

Simone Motyczka Ott

Porto Alegre, dezembro de 1995.

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer a todos os colegas e amigos que me ajudaram a concretizar este trabalho. Em especial ao Prof. Dr. Marlos Dias Diehl, e aos funcionários do LAFUN.

SUMÁRIO

Objetivo	01
Resumo	02
1 Introdução	03
Revisão Bibliográfica	
2 Usinabilidade do Ferro Fundido	05
2.1 Efeito da Microestrutura na Usinabilidade	05
2.2 Avaliação da Usinabilidade	12
Ferros Fundidos Cinzentos	12
Ferros Fundidos Nodulares	13
3 Parte Experimental	15
Parte 01 - Acompanhamento Térmico Durante o Resfriamento do Tambor	15
Parte 02 - Acompanhamento Térmico Durante o Resfriamento de Corpos de Prova, Análise da Microestrutura e Durezas	16
Parte 03 - Simulação da Solidificação de Ferro Fundido	19
4 Apresentação dos Resultados	22
Parte 01 - Acompanhamento Térmico Durante o Resfriamento do Tambor	22
Parte 02 - Acompanhamento Térmico Durante o Resfriamento de Corpos de Prova, Análise da Microestrutura e Durezas	23
Parte 03 - Simulação da Solidificação de Ferro Fundido	33
5 Discussão dos Resultados Obtidos.....	36
6 Conclusão	38
7 Sugestões	39
7 Anexo	40
8 Bibliografia	41

OBJETIVO

Determinar na prática e por simulação computacional a relação do tempo de desmoldagem do ferro fundido cinzento com a dureza e microestrutura, objetivando estimar assim sua usinabilidade.

RESUMO

O presente trabalho apresenta um resumido estudo da influência da temperatura de desmoldagem de peças fundidas em molde de areia verde, sobre a microestrutura deste fundido, buscando interrelacionar esta microestrutura resultante com a usinabilidade do mesmo material.

É apresentado ainda uma comparação entre resultados obtidos por simulação computacional para a solidificação de ferro fundido cinzento, com os resultados obtidos na prática de fundição realizada no Laboratório de Fundição.

INTRODUÇÃO

A usinabilidade é um dos característicos mais complexos dos metais, podendo ser definida como “uma propriedade relacionada com a facilidade que um material pode ser cortado, por ferramentas de corte, de acordo com as dimensões, forma e acabamento superficial requeridos”. (1)

Normalmente não são os fundidores os responsáveis pela usinabilidade das peças fundidas, cabe a eles produzir o fundido e fornece-lo tão somente com algum acabamento, ou seja, peças jateadas e livres do excesso de material. Como não realiza a usinagem o fundidor orienta-se para adequar-se a tal processo através da dureza, ou seja, para os produtores de fundido a dureza passa a ser um referencial de usinabilidade, que a eles indica se o fundido irá apresentar boa ou má usinabilidade.

Mas, a análise das características do fundido objetivando usinabilidade, é mais ampla e exige um estudo mais abrangente. Busca-se então correlacionar dureza e microestrutura com a usinabilidade sendo que estes fatores são conseqüência direta do tempo de desmoldagem.

O tempo de desmoldagem é uma variável de grande influência no processo de fundição; pois influi não só na qualidade do fundido como também no dimensionamento da área de vazamento e resfriamento de uma fundição, para que a produtividade do setor de moldagem não fique prejudicado.

O tempo de desmolde é função da velocidade de resfriamento da peça fundida durante o processo de transformação eutetóide determinando a microestrutura final da matriz dos ferros fundidos.

Por exemplo, desmoldando as peças fundidas em temperatura acima da temperatura de transformação eutetóide, o resfriamento é acelerado afetando a microestrutura final e conseqüentemente a distribuição de dureza na peça. O resfriamento rápido favorece a precipitação de perlita fina, durante a reação eutetóide,

ou também a um teor mais elevado de cementita. Estas microestruturas causam uma aceleração de dureza no ferro fundido afetando a usinabilidade.

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2 USINABILIDADE DO FERRO FUNDIDO

A usinabilidade do ferro é relativamente específica para sua microestrutura. A forma da grafita de um ferro determina o tipo de ferro, ou seja, cinzento, nodular ou maleável. A presença da grafita promove uma usinabilidade fácil característica do ferro, a forma e a quantidade de grafita estabelecem o potencial do acabamento superficial com um processo de corte e a força necessária. A microestrutura do metal em torno da grafita determina a vida da ferramenta e estabelece as velocidades de corte e avanço das ferramentas.

2.1 EFEITO DA MICROESTRUTURA NA USINABILIDADE

Pequenas variações na microestrutura podem fazer uma diferença na usinabilidade que será muito significativa em produções em grande escala. A dureza Brinell é um indicativo da usinabilidade por ser uma dureza dependente da microestrutura, mas a dureza sozinha não é considerada um mensurador da usinabilidade. Em ferros cinzentos, nodulares e maleáveis normalmente são usados os teste de dureza como uma forma de avaliar a usinabilidade. No entanto o método ideal é combinar testes de dureza com a evolução da microestrutura, pois alguns dos microconstituintes afetam negativamente a usinabilidade tendo, no entanto, pouca influência sobre a dureza.

Na usinabilidade dos ferros fundidos, a vida da ferramenta e a velocidade de corte são diretamente influenciados pela microestrutura. A grafita do ferro é fundamental para uma usinagem fácil característica, mas a vida da ferramenta depende

da microestrutura da matriz metálica que cerca a grafita. Isto está demonstrado na FIG 01, que relaciona velocidade de corte com a quantidade de material removido.

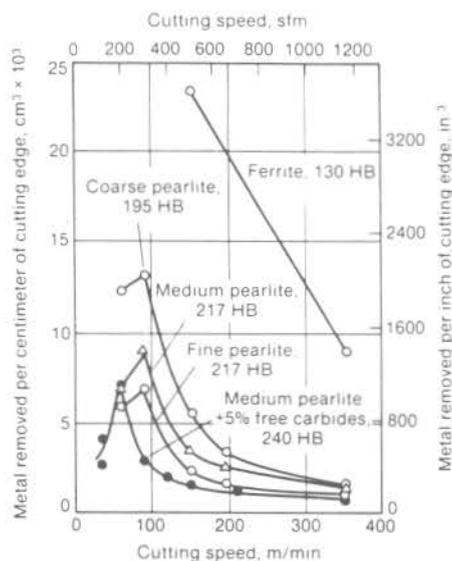


FIG 01 Relação entre a matriz e microestrutura do ferro fundido e a vida da ferramenta. A operação de corte usada foi fresagem.(2)

A influência de vários constituintes da matriz na vida da ferramenta é descrita abaixo:

Ferrita é uma solução sólida de ferro alfa e carbono, tende a ocorrer nos ferros fundidos quando existe baixa velocidade de resfriamento (na faixa de 850 -550° C) e, ou, com a presença de grafita fina, tipo D. A estrutura totalmente ferrítica (com grafita tipo A) pode ser obtida por tratamento térmico de recozimento, objetivando alguma ductilidade e máxima usinabilidade. Com exceção da grafita, a ferrita é dos constituintes metálicos que apresenta uma baixa dureza. (TAB 01). Contudo, ela não se apresenta tão mole como a ferrita dos aços de baixo carbono, pois a ferrita nos ferros fundidos contém silício. O moderado efeito do silício dissolvido na ferrita sobre a dureza dá a esta uma propriedade de corte fácil; a taxa de silício usual é de cerca de 1,0 a 3,0% tendo uma baixa influência sobre a vida da ferramenta, o que ocorre é uma redução da ductilidade correspondendo a uma melhor usinabilidade. Alguns ferros especiais contendo alto teor de silício tem sua usinabilidade reduzida uma vez que o silício endurece a ferrita por solução sólida.

Microconstituent	Knoop hardness, 100 g load
Graphite	15-40
Ferrite	215-270
Pearlite	300-390
Steadite	600-1200
Carbide	1000-2300

TAB 1. Dureza dos microconstituintes dos ferros fundidos, sendo a grafita o microconstituente de mais baixa dureza. (2)

A FIG 02 ilustra as microestruturas de ferros fundidos cinzentos e brancos. Verifica-se que uma estrutura totalmente ferrítica (a) tem uma baixa dureza e conseqüentemente uma boa usinabilidade, quando ocorre uma diminuição da estrutura ferrítica e um aumento de perlita (b) a dureza aumenta e a vida da ferramenta, em operações de torneamento, faceamento e perfuração diminuem. A perlita fina aumenta mais ainda a dureza do ferro fundido dificultando mais as operações de usinagem (c, d) e também a presença da esteadita (e) dificulta as operações de usinagem. Quando ocorre segregação de carbonetos (f) tem-se um aumento na dureza e redução na usinabilidade. A perlita acicular apresenta dureza de 263 HB, bem elevada. O ferro fundido branco (h), combinação de perlita mais carbonetos, resulta numa estrutura com dureza muito elevada e uma difícil usinabilidade. (2)

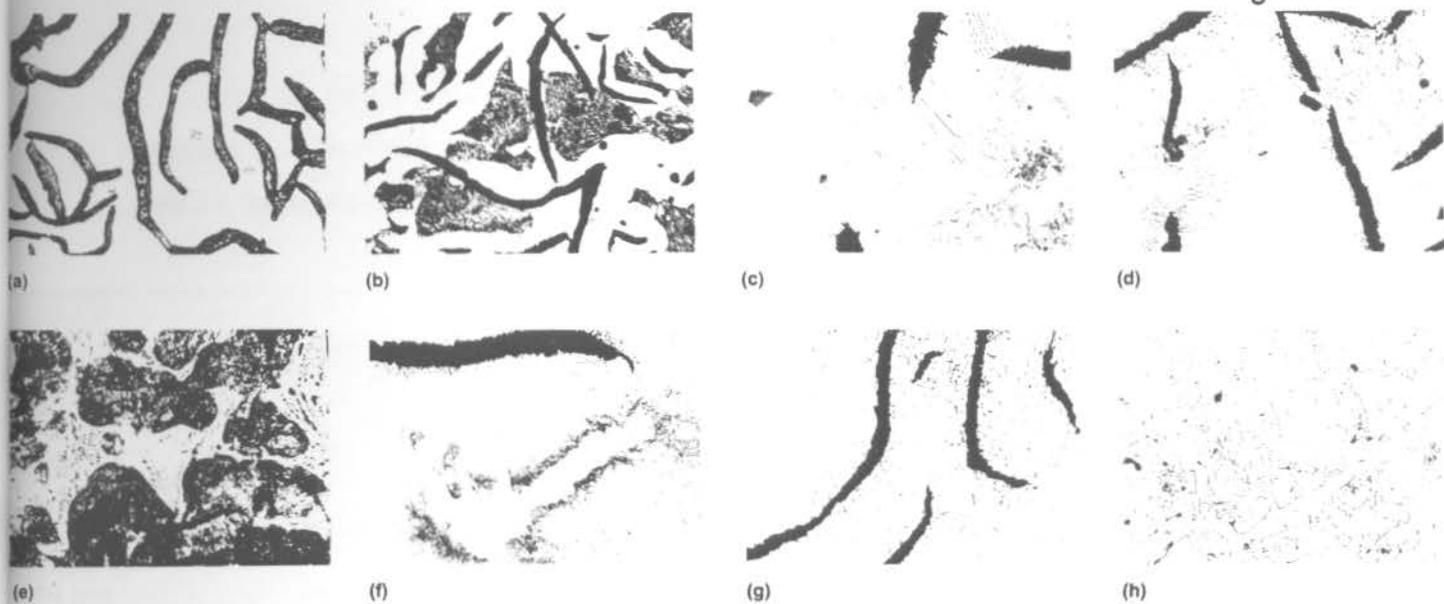


FIG 02. Microestruturas de ferros cinzentos. (a) 100% ferrita; 120 HB. (b) 50% perlita, 50% ferrita; 150 HB. (c) perlita grosseira; 195 HB. (d) perlita fina 215 HB. (e) perlita mais esteadita; 200 HB. (f) perlita mais carbonetos; 240 HB. (g) acicular 263 HB. (h) ferro branco, perlita mais carbeto; 550 HB. Todas fotos 100X.

A FIG 03 (2) ilustra microestruturas de ferros fundidos nodulares. A estrutura recozida apresenta uma matriz praticamente ferrítica e pode ser usinada em velocidade altas. O recozimento melhora o nodular, ficando comparável ao cinzento em se tratando de usinabilidade. Conforme esta figura, uma estrutura totalmente ferrítica (a), apresenta baixa dureza e boa usinabilidade, com o aumento percentual de perlita (b), ocorre um aumento da dureza e diminuição da usinabilidade. Os nódulos de grafita (c) tem dureza elevada, 265 HB.

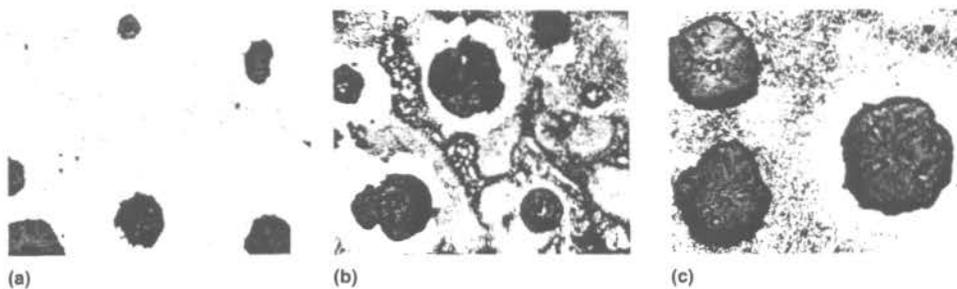


FIG 03. Microestruturas do ferro fundido nodular.
 (a) 100% ferrita; 170 HB. (b) 50% ferrita, 50% perlita; 207 HB
 (c) nódulos da grafita; 265 HB. Aumento de 500X. (2)

A TAB 02 (2) lista a velocidade de corte para várias microestruturas de ferro cinzento, nodular e maleável, mostra a influência da microestrutura da matriz e tipo de grafita e da dureza na velocidade corte.

Material	Matrix microstructure	Type of graphite	Hardness, HB	Cutting speed(a)		Ultimate tensile strength	
				m/min	sfm	MPa	ksi
Gray iron	100% ferrite	Flake	100	270	880	108	15.7
	Coarse pearlite	Flake	195	110	360	241	35
	Fine pearlite	Flake	225	105	340	310	45
	Acicular	Flake	263	60	200	407	59
Ductile iron	100% ferrite	Spheroidal	170	250	810	483	70
	97% ferrite, 3% pearlite	Spheroidal	183	175	570	531	77
	60% ferrite, 40% pearlite	Spheroidal	207	130	430	584	84.7
	60% ferrite, 40% pearlite	Spheroidal	215	110	360	641	93
	20% ferrite, 80% pearlite	Spheroidal	265	75	240	671	97.25
Ferritic malleable ASTM 32510	100% ferrite	Temper carbon	109	290	950	345	50
Pearlitic malleable	Spheroidite	Temper carbon	179	140	450	483	70
			230	85	280	552	80
			250	80	260	690	100

(a) Cutting speed for 30 min tool life

TAB 2. Efeito da estrutura da matriz na vida da ferramenta (2)

Perlita é o constituinte predominante na estrutura dos ferros fundidos, combinando boas propriedades mecânicas com razoável usinabilidade. É constituída por camadas alternadas de ferrita e cementita e, dependendo do espaçamento destas camadas, a perlita é considerada grosseira ou fina. A perlita do ferro fornece a combinação da usinabilidade e da resistência apresentada pelo mesmo. Os ferros fundidos com perlita mais grosseira são mais usináveis.

Grafita é o componente de dureza relativamente baixa quando comparado com os constituintes da matriz; isto produz descontinuidades, facilitando a quebra do cavaco na usinagem. A grafita atua também como agente lubrificante, reduzindo o atrito entre a ferramenta de corte e a peça, dificultando a ocorrência de microsolda. O efeito global é o aumento da vida da ferramenta.

A quantidade de grafita na estrutura do material é mais importante que sua morfologia e distribuição sendo que o ferro fundido torna-se mais usinável com o aumento da quantidade de grafita

Cementita é um constituinte de elevada dureza (750-800 HB) e portanto muito mais abrasivo. Sua presença nos ferros fundidos, mesmo em pequenas quantidades, reduz sensivelmente a usinabilidade principalmente em velocidades de corte relativamente altas.

Carbonetos são constituintes extremamente duros. Enquanto a perlita apresenta finos planos, os carbonetos apresentam-se grandes. Eles são fortes determinadores da vida da ferramenta de corte. Um pequena percentual de carbonetos, cerca de 5%, na estrutura da matriz tem grande efeito. Os carbonetos podem aparecer devido a solidificação muito rápida em alguns pontos do metal. (FIG 04).

O aumento percentual de sulfeto de manganês nos ferros fundidos produz consideráveis efeitos benéficos na vida da ferramenta. O aumento da quantidade de eutéticos fosforosos causados por maiores teores de fósforo, reduz a usinabilidade, porém com efeito sensivelmente inferior que a presença de carbonetos livres na microestrutura.

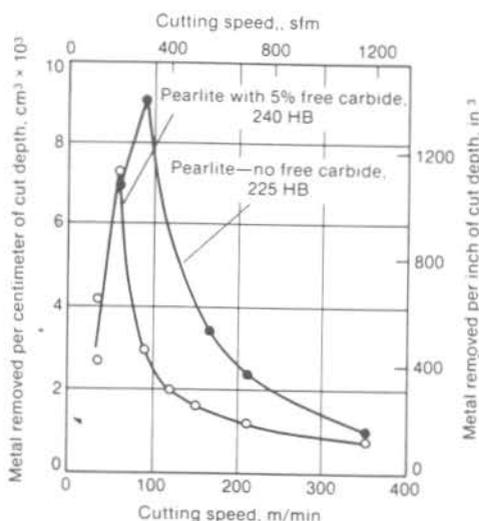


FIG 04. Efeito dos carbonetos na usinabilidade dos ferros fundidos. Os carbonetos causam um pequeno incremento na dureza, reduzindo a vida da ferramenta.(2)

Tratamentos térmicos de têmpera e austêmpera e as condições de elementos de liga específicos possibilitam a obtenção de ferros fundidos com estruturas bainíticas e martensíticas, que apresentam elevada resistência mecânica e dureza. A usinabilidade destes materiais é, de maneira geral, inferior à dos ferros fundidos ferríticos, ferrítico-perlíticos ou perlíticos. (TAB 03).

Element	Trace level, %	Effects	Sources
Aluminum	≤0.03	Promotes hydrogen pinhole defects, especially when using green sand molds and at levels above 0.005%. Neutralizes nitrogen	Deliberate addition, ferrous alloys, inoculants, scrap contaminated with aluminum components
Antimony	≤0.02	Promotes pearlite. Addition of 0.01% reduces the amount of ferrite sometimes found adjacent to cored surfaces.	Vitreous enameled scrap, steel scrap, white metal bearing shells, deliberate addition
Arsenic	≤0.05	Promotes pearlite. Addition of 0.05% reduces the amount of ferrite sometimes found adjacent to cored surfaces.	Pig iron, steel scrap
Bismuth	≤0.02	Promotes carbides and undesirable graphite forms that reduce tensile properties	Deliberate addition, bismuth-containing molds and core coatings
Boron	≤0.01	Promotes carbides, particularly in light-section parts. Effects become significant above about 0.001%.	Deliberate addition, vitreous enameled scrap
Chromium	≤0.2	Promotes chill in thin sections	Alloy steel, chromium plate, some refined pig iron
Copper	≤0.3	Trace amounts have no significant effect and can be ignored.	Copper wire, nonferrous alloys, steel scrap, some refined pig iron
Hydrogen	≤0.0004	Produces subsurface pinholes and (less often) fissures or gross blowing through a section. Mild chill promoter. Promotes inverse chill when insufficient manganese is present. Promotes coarse graphite	Damp refractories, mold materials, and additions
Lead	≤0.005	Results in Widmanstätten and "spiky" graphite, especially in heavy sections with high hydrogen. Can reduce tensile strength 50% at low levels (≥0.0004%). Promotes pearlite	Some vitreous enamels, paints, free-cutting steels, nonferrous alloys,terne plate, white metal, solder, some pig irons
Molybdenum	≤0.05	Promotes pearlite	Some refined pig iron, steel scrap
Nickel	≤0.01	Trace amounts have no major effect and can be ignored.	Refined pig iron, steel scrap
Nitrogen	≤0.02	Compacts graphite and increases strength. Promotes pearlite. Increases chill. Can cause pinhole and fissure defects. Can be neutralized by aluminum or titanium	Coke, carburizers, mold and core binders, some ferroalloys, steel scrap
Tellurium	≤0.003	Not usually found, but a potent carbide former	Free-cutting brasses, mold and core coatings, deliberate addition
Tin	≤0.15	Strong pearlite promoter; sometimes deliberately added to promote pearlitic structures	Solder, steel scrap, nonferrous alloys, refined pig iron, deliberate addition
Titanium	≤0.15	Promotes undercooled graphite. Promotes hydrogen pinholing when aluminum is present. Combines with nitrogen to neutralize its effects	Some pig irons, steel scrap, some vitreous enamels and paints, deliberate addition
Tungsten	≤0.05	Promotes pearlite	Tool steel
Vanadium	≤0.08	Forms carbides; promotes pearlite	Steel scrap; some pig irons

Source: Ref 5

2.2. AVALIAÇÃO DA USINABILIDADE

FERROS FUNDIDOS CINZENTOS

A usinabilidade da maioria dos ferros cinzentos é superior às demais classes de ferros fundidos e aços, com equivalente dureza. A grafita lamelar introduz descontinuidades na matriz do metal, promovendo a quebra do cavaco durante o processo de usinagem. A grafita serve como alto lubrificante para as ferramentas de corte. Veja TABs 04 e 05.

Microstructure	ASTM class	Tensile strength		Hardness, HB	Cutting speed(a)	
		MPa	ksi		m/min	ft/min
Acicular iron.....	50	407	59	263	46	150
Fine pearlite, alloy.....	40	310	45	225	95	310
Ferrite (annealed).....	..	108	15.7	100	293	960
Coarse pearlite, no alloy	35	241	35	195	99	325

(a) Cutting speed at which removal of 3280 cm³ (200 in.³) produced 0.75 mm (0.030 in.) wear land on single-point carbide tools

TAB 04 Avaliação da usinabilidade de acordo com a microestrutura e a velocidade de corte. (3)

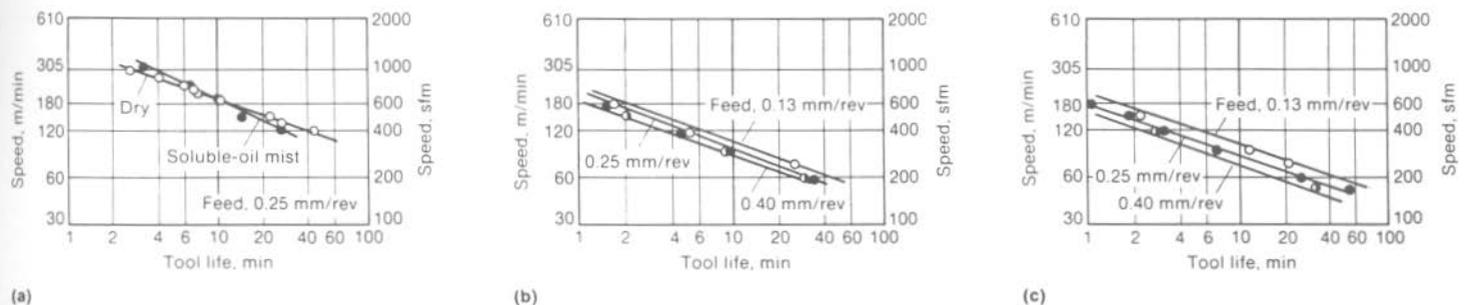
Microstructure	Hardness, HB
Ferrite + graphite.....	110-140
Pearlite + graphite.....	200-260
Pearlite + graphite + massive carbides...	300-450
Bainite + graphite.....	260-350
Tempered martensite + graphite.....	350-550
Austenite + graphite.....	140-160

Source: Ref 11

TAB 05. Dureza das diferentes combinações das microestruturas dos ferros fundidos. (4)

FERROS FUNDIDOS NODULARES

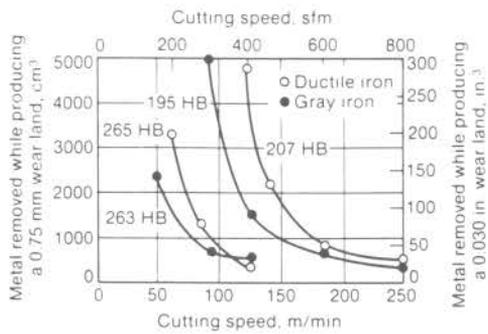
No ferro fundido nodular, a grafita está presente na forma de nódulos ou esferas, atuando em alguns casos como facilitador da quebra do cavaco e lubrificante, como nos ferros cinzentos. No entanto, ferro nodular apresenta maior limite de resistência a tração que o ferro cinzento, para uma mesma dureza. A usinabilidade do nodular é superior em algumas aplicações. Em baixas durezas a usinabilidade do nodular é superior que a do aço doce, FIGs 05, 06 e 07.



Material	Hardness, HB	Composition %								
		Graphitic carbon(d)	Combined carbon(d)	Total carbon	Si	Mn	P	S	Cu	Ni
Ferritic 60-45-10(a)	159-170	3.61	0.18	3.79	2.22	0.35	0.024	0.010	0.061	0.62
Pearlitic 80-60-03(b)	204-232	3.06	0.46	3.52	2.23	0.40	0.059	0.022	0.08	0.42
Pearlitic 100-70-03(c)	229-248	2.66	0.70	3.36	2.35	0.84	0.058	0.018	0.44	0.05

(a) Heat treatment: held at 885 °C (1625 °F) for 8 h, cooled to 690 °C (1275 °F), held for 5 h, cooled to 425 °C (800 °F) at 55 °C/h (100 °F/h), doors opened. (b) Heat treatment: held at 885 °C (1625 °F) for 2 h, air cooled to 540 °C (1000 °F) and held for 4 h, furnace cooled. (c) Heat treatment: held at 540 °C (1000 °F) for 2 h, furnace cooled. (d) Based on analysis of material as received

FIG 05. Efeito de variáveis na relação entre velocidade de corte e vida da ferramenta de corte de três ferros nodulares. (a) Ferrítico. (b) Perlitico 80-60-03. (c) Perlitico 100-70-03. Para os três ferros, os resultados plotados foram obtidos em teste de torneamento. (2)



Hardness and type of iron	Tensile strength		Relative speed(a)	
	MPa	ksi	m/min	sfm
263 HB, gray	407	59	45	150
265 HB, ductile	669	97	60	200
195 HB, gray	241	35	100	325
207 HB, ductile	586	85	130	420

(a) Cutting speed for removing 3280 cm³ (200 in.³) of metal while producing a wear land of 0.75 mm (0.030 in.)

FIG 06 Usinabilidade de ferro fundido cinzento e nodular. (2)

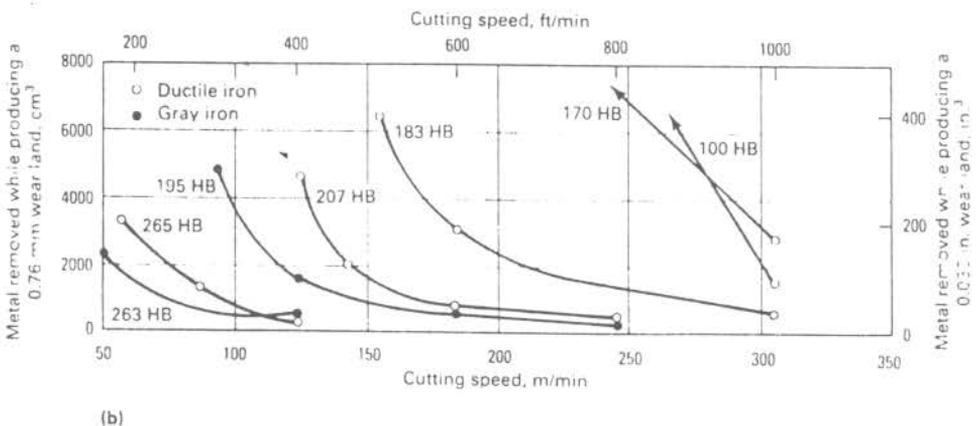
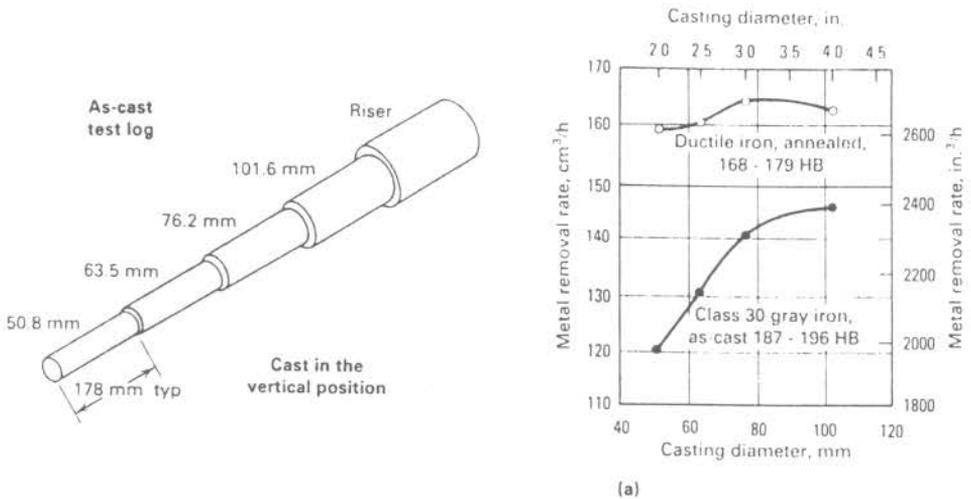


FIG 07 Comparação entre a usinabilidade de ferros fundidos cinzentos e nodulares. (a). Taxa de material removido. (b) Vida da ferramenta.(2)

3 PARTE EXPERIMENTAL

A parte experimental é composta por três etapas distintas:

1. Acompanhamento térmico durante o resfriamento de uma peça automotiva (Tambor de Freio), em molde de areia verde.
2. Acompanhamento térmico durante o resfriamento de corpos de prova de diferentes diâmetros, desmoldados em diferentes tempos e vazados em molde de areia verde. Verificação da microestrutura e dureza apresentada pelos mesmos corpos de prova.
3. Simulação computacional da solidificação de ferro fundido, via análise térmica de um sistema metal/molde pelo programa AFSolidus.

PARTE 01

Acompanhamento Térmico durante o Resfriamento do Tambor

Durante a produção normal do item Tambor de Freio na Industrial Hahn Ferrabraz, foi realizado o acompanhamento do resfriamento de uma unidade utilizando um pirômetro de contato digital, conforme *croqui* da FIG 08. Em anexo (01), encontra-se o desenho do tambor de freio produzido.

O tambor de freio é produzido em ferro cinzento, GG 20, com composição química conforme TAB 06, e vazado em molde de areia verde, sua faixa de dureza estimada é de 170-210 HB.

C	Si	Cr	Mn	S	P	Mo	Ti	Sn	Mg	Cu	Al
3,5	1,82	0,09	0,78	0,07	0,03	0,003	0,01	0,03	0,0001	0,80	0,0009

Para que fosse realizado o experimento, à caixa do molde foi adaptado o pirômetro, de modo que as medidas de tempo e temperatura fossem tomadas durante o resfriamento na superfície externa do tambor (FIG 08).

Cinco minutos após o vazamento, foi aberto um pequeno canal no molde de areia que ligou a parede da peça com o exterior, por onde foi introduzida a ponteira de contato do pirômetro. Passou-se então a registrar tempo e temperatura até o momento do desmolde. Plotados estes dados, obteve-se um gráfico tempo x temperatura, que se encontra no item Apresentação de Resultados.

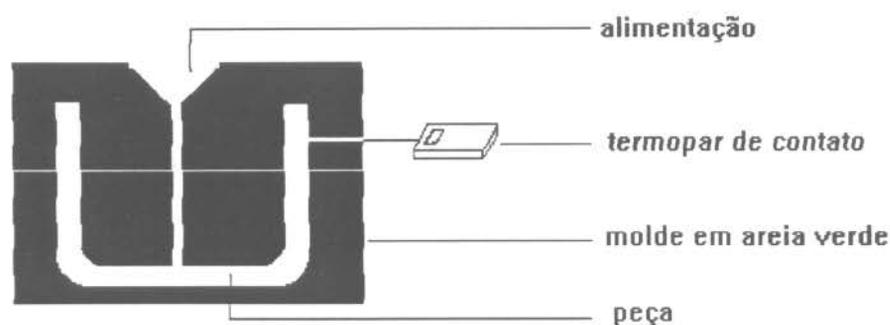


FIG 08. *Croqui* do sistema molde/termopar de contato, conforme utilizado na coleta de dados.

Depois da desmoldagem e limpeza, retirou-se uma amostra desta peça para analisar sua microestrutura.

PARTE 2

Acompanhamento Térmico durante o resfriamento de corpos de prova, análise da microestrutura e durezas

No Laboratório de Fundição da UFRGS - LAFUN - foram realizadas duas corridas de ferro cinzento para confecção de nove corpos de prova.

As corridas foram realizadas em um forno à indução de média frequência, com potência de trabalho de 20 kW, buscando obter uma composição similar a do tambor de freio, ou seja, ferro cinzento do tipo GG 20, conforme TAB 6 apresentada na PARTE 1.

Os corpos de prova para a análise térmica foram vazados em moldes de areia verde e confeccionados no LAFUN, por moldagem manual.

Foram produzidos corpos de prova de três diferentes dimensões:

- diâmetro de 50 mm;
- diâmetro de 30 mm;
- diâmetro de 20 mm.

Para cada diâmetro foram produzidos três corpos de prova, resultando num total de nove corpos, os quais foram desmoldados nas temperaturas de 900 e 800°C (acima da transformação eutetóide) e a 700 °C (abaixo da transformação eutetóide). Isto é, cada diâmetro teve um corpo de prova desmoldado em uma das temperaturas mencionadas anteriormente, conseqüentemente em tempos diferentes.

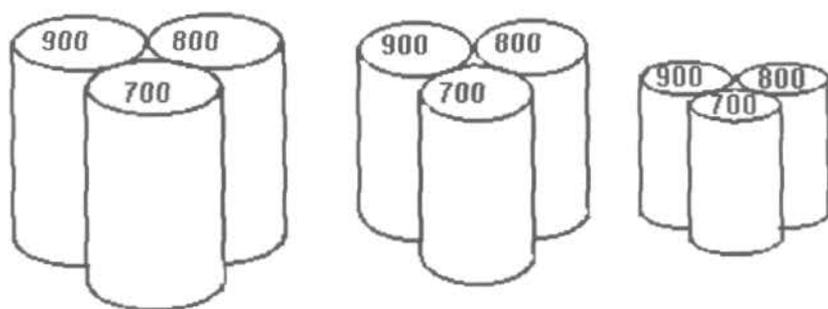


FIG 09. Croqui dos corpos de prova produzidos com a indicação da temperatura em que ocorreu o desmolde

Em cada corpo de prova desmoldado a frio (temperatura inferior a 700°C) foi adaptado um Copo para Análise Térmica Carbontip Tipo MKL, este copo foi interligado a um microcomputador destinado a captar, gravar e processar os dados recebidos pela cápsula, utilizando o software SAD-FE, desenvolvido no Laboratório de Instrumentação do Departamento de Engenharia Mecânica, em conjunto com o Laboratório de Fundição. Foi com base nos dados instantâneos de temperatura fornecidos pelos software que se determinou o momento da desmoldagem para as

temperaturas de 900 e 800 °C. Para desmoldagem a frio não teve-se preocupação com o tempo, uma vez que nos importava apenas que o corpo de prova fosse desmoldado em temperatura inferior a 700 °C.

Os copos, que são feitos em areia Shell, tiveram sua lateral cortada, mantendo somente o fundo. Foram então moldados junto com os modelos nas caixas de areia, de maneira a formar o fundo do molde (FIG 10).

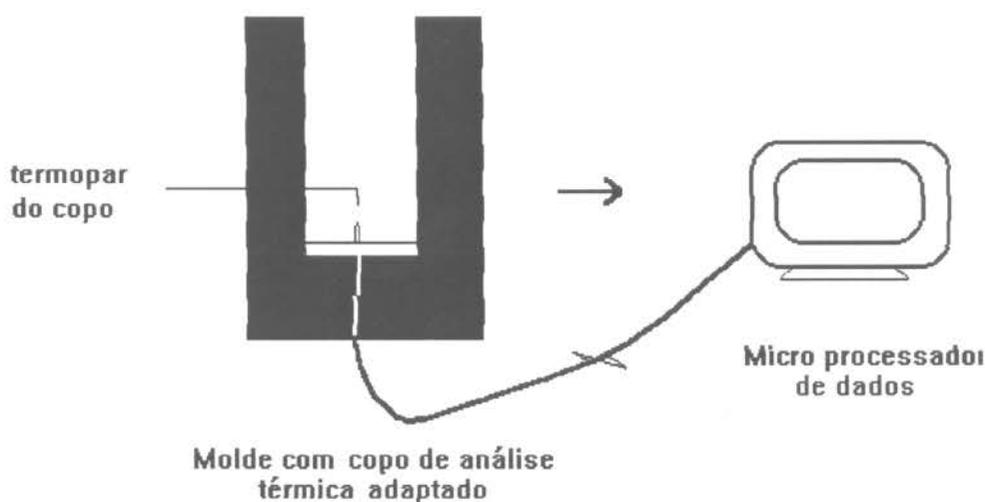


FIG 10 Croqui do sistema utilizado para obtenção de dados

A partir dos corpos de prova foram retiradas amostras (fatias transversais). Estas fatias foram preparadas para análise metalográfica através de sucessivas etapas de lixamento (a partir da lixa 600 até a lixa 1000), polimento e ataque com Nital 1%. Antes do ataque foi realizada uma primeira série de fotos para o registro da metalografia, buscando apenas verificar a forma da grafita. Após o ataque repetiram-se as fotos para então ocorrer o registro da matriz metálica de cada amostra.

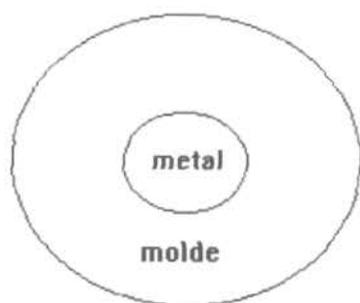
Seguiu-se então a verificação da dureza na escala BRINELL (HB), com esfera de diâmetro de 2,5 mm e carga de 187,5 kgf. Procurou-se realizar um gradiente de dureza do centro à periferia e estes resultados foram plotados em curvas de dureza x

distância (centro à periferia), que se encontram no item Discussão dos Resultados Obtidos.

PARTE 3

Simulação Computacional da Solidificação de Ferro Fundido

A simulação da solidificação neste trabalho foi realizada com auxílio de um programa da American Foundrymen's Society, o AFSolid, considerando a geometria do fundido e do molde, (FIG 11). O desenho na forma bidimensional foi implementado a partir de um programa de desenho independente do programa de simulação.



**Vista superior do sistema
metal/molde**

FIG 11 *Croqui* do desenho utilizado para a simulação,

A forma de dois círculos para a simulação foi escolhida de maneira que a transferência de calor ocorresse de forma radial.

A análise do processo de fundição pela simulação envolve o estudo da troca de calor entre o fundido e o molde. A evolução da solidificação no fundido tem relação direta com a evolução da temperatura no sistema.

O programa utiliza-se de dados termodinâmicos e termofísicos para as análises:

- k : condutividade térmica ;
- d : densidade;
- c : calor específico;
- L : calor latente de fusão;

Durante o cálculo, as outras variáveis consideradas são:

- T : temperatura;
- t : tempo;

Além destes dados do processo, a simulação exige dados confiáveis a respeito da evolução do coeficiente de transmissão de calor entre o molde e o fundido e da etapa de passagem pelo ponto eutético (FIG 12).

AFSolid Version 3.3		Solidification Modeling System			INPUT SCREEN		
DRAWING FILE NAME				simone		CAST MATERIAL (MATL. No. 1):	
DEFAULT H.T. COEFF.		90.79 (W/m ² -K)		SOLIDIFICATION TEMP		1177 C	
AMBIENT TEMP		26 C		NO. OF NODES		3000	
				(40 TO 6892 ALLOWED)		FREEZING RANGE	
INCLUDE INTERNAL BOUNDARY COEFF'S? n (Y/N)						LAT HT FUSION	
						230116 J/kg	
						INITIAL TEMP GRADIENT	
						0 C	
						HOT SPOT T (R,L,T or B)	
MATL. No.	MATERIAL NAME	THERM COND	SPEC HEAT	DENSITY	LOAD TEMP DIST FROM FILE	INIT TEMP	
Mat 1	Gray Iron	147.54	460.2	7176.06		1288 C	
Mat 2	Green Sand	5.67	147.5	460.20		25 C	
Mat 3	Copper Chill	1265.41	384.9	8954.06		26 C	
Mat 4	Iron	238.33	451.9	7848.82		800 C	
Mat 5	Zircon	8.51	1255.2	3203.60		26 C	
Mat 6	Graphite	32.79	715.5	1922.16		500 C	
Mat 7	H2O Channel	(W/	(J/	(kg/	(File Name)	48 C	
Mat 8	hot topping	m-K)	kg-K)	m ³)		#### C	

F10 Done F1 Material Database [Esc] key resets field
 Use the cursor (arrow) keys or press [Enter] to move between input screen fields

FIG 12 Tela exibida pelo programa onde mostra os parâmetros considerados na simulação

O programa exibe a evolução de isothermas no fundido em diversos estágios do processo, como por exemplo na FIG 13 (6).

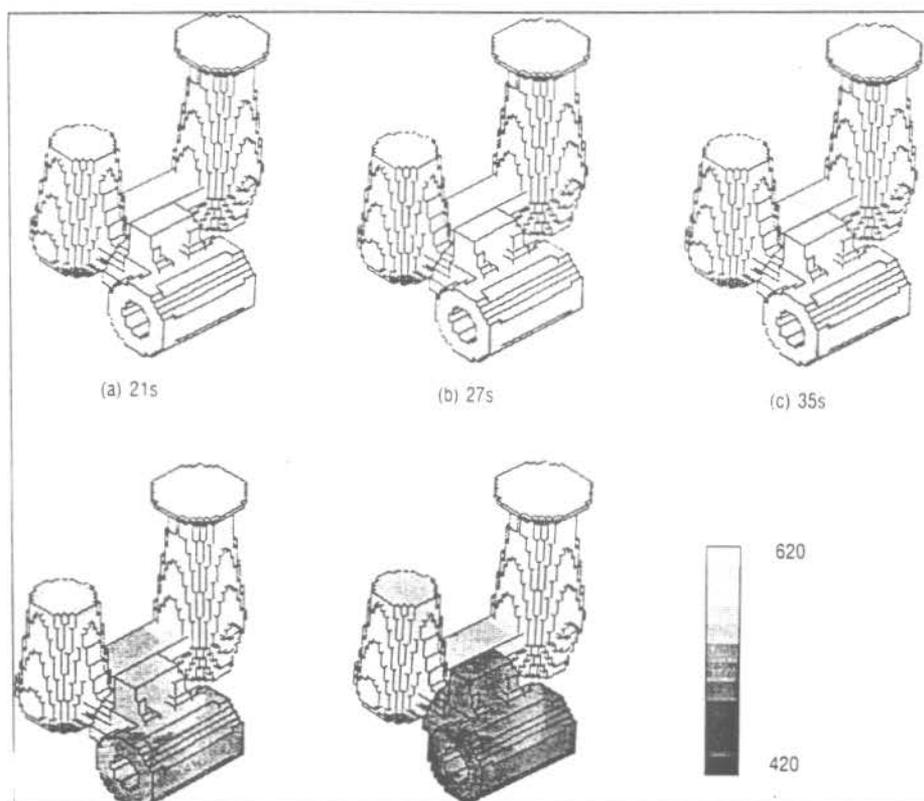


Fig 13 Evolução de temperaturas no fundido em diversos estágios do processo de fundição (6)

Utilizou-se do recurso de consultar as isothermas durante o processamento, uma forma bastante dinâmica de se analisar o processo de solidificação para diferentes tempos.

4 APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS

PARTE 01

Acompanhamento Térmico durante o Resfriamento do Tambor

A partir dos dados de tempo e temperatura registrados durante o resfriamento do tambor criou-se uma curva de resfriamento (tempo x temperatura):

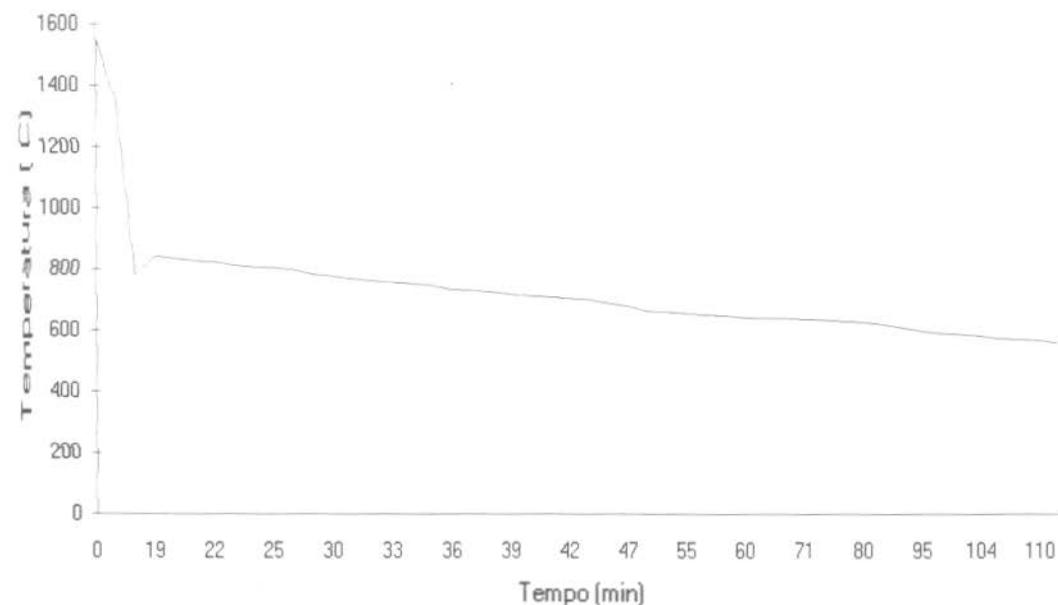


FIG 14 Curva de resfriamento do tambor

A figura a seguir (FIG 15) é representativa da microestrutura encontrada no corpo de prova retirado do tambor de freio. Ela apresenta veios de grafita lamelar bem definidos, compondo uma microestrutura do tipo A e um tamanho entre 4 e 5, segundos normas DIN.

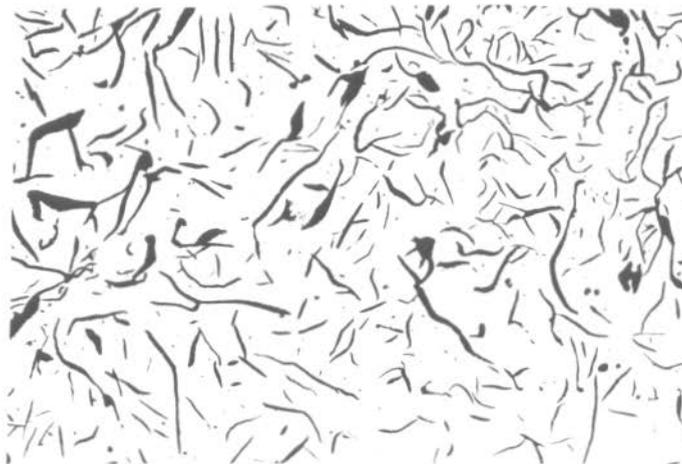


FIG 15 Microestrutura do tambor, sem ataque, grafitas em veios- 100x

PARTE 2

Acompanhamento Térmico durante o resfriamento de corpos de prova, análise da microestrutura e durezas

Curvas de resfriamento:

Das fusões realizadas no Laboratório de Fundição, plotou-se a partir dos dados registrados pelo programa SAD-FE durante o acompanhamento do resfriamento dos corpos de prova, curvas de resfriamento (tempo x temperatura) para os três diâmetros diferentes, (FIG 16, 17 e 18).

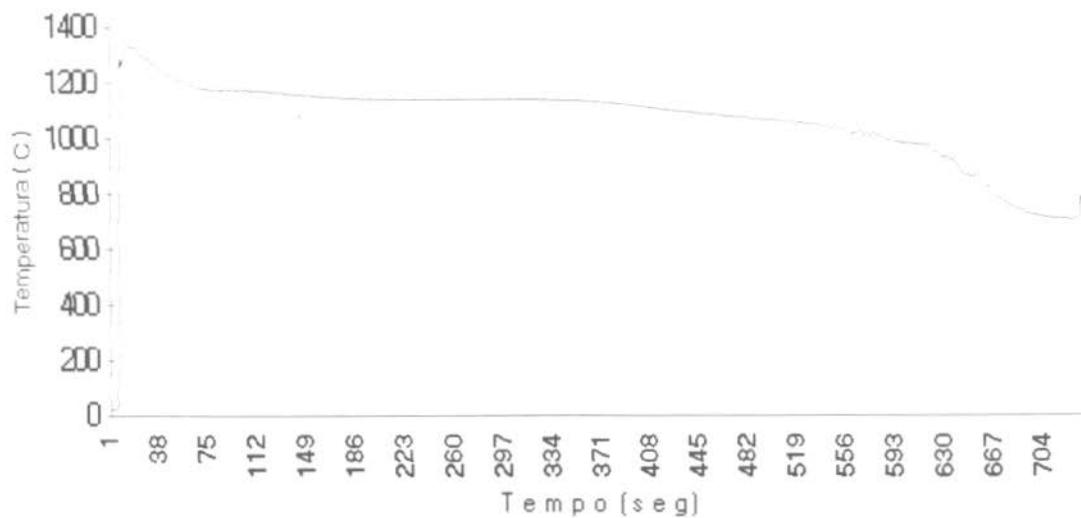


FIG 16 Curva de resfriamento do corpo de prova de diâmetro de 50 mm.

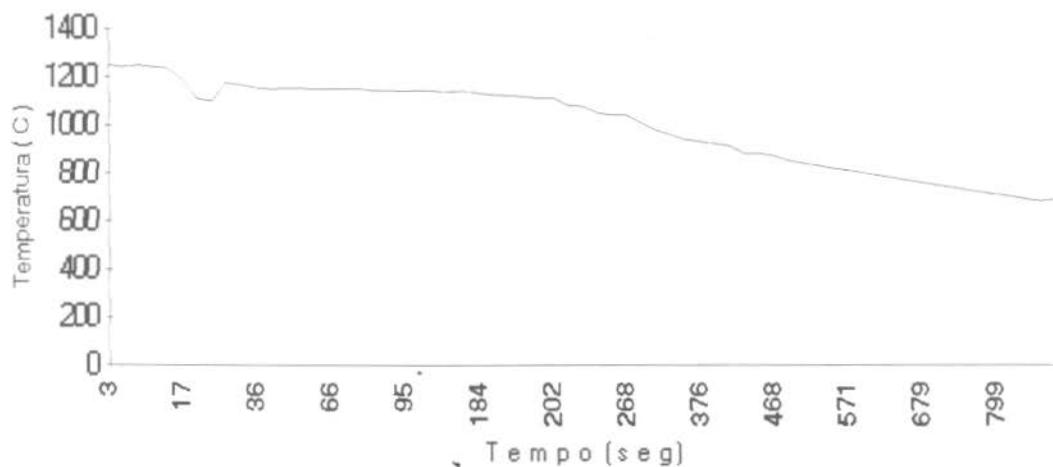


FIG 17 Curva de resfriamento do corpo de prova de diâmetro de 35 mm.

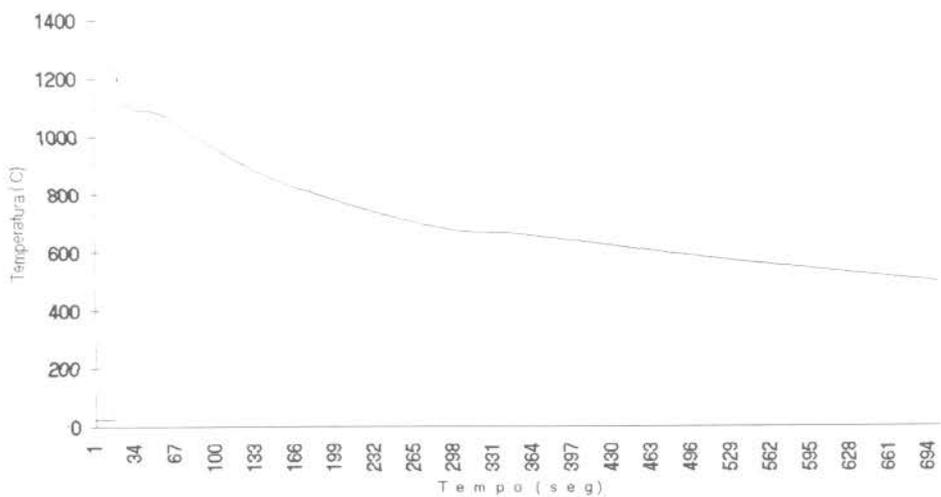


FIG 18 Curva de resfriamento do corpo de prova de diâmetro de 20mm.

Resultados metalográficos:

Corpo de prova cilíndrico com diâmetro de 50 mm:

Em se tratando dos corpos de prova de 50 mm de diâmetro, as figuras que seguem (FIG 19 e 20) são representativas para os três cilindros, quanto ao critério de forma e distribuição da grafita.



FIG. 19 Microestrutura no centro do corpo de prova de diâmetro de 50 mm.

Sem ataque, grafitas em veios - 100x

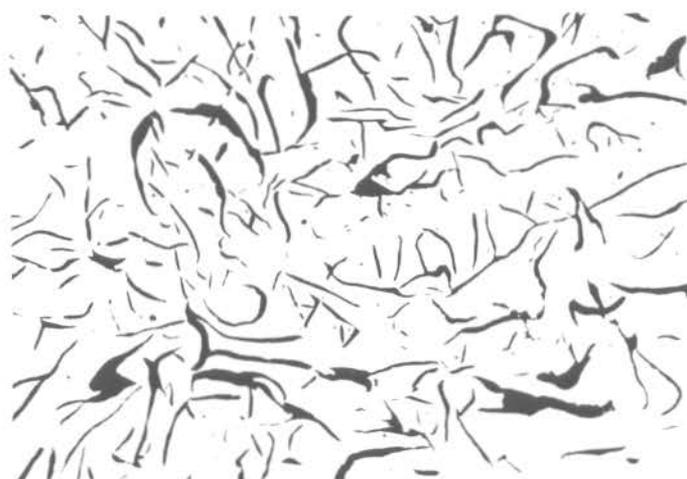


FIG. 20 Microestrutura próxima da borda do corpo de prova de diâmetro de 50 mm.
Sem ataque, grafitas em veios - 100x

Todos os corpos de prova apresentaram grafita predominantemente lamelar do tipo A com pequenas áreas de grafita do tipo D, com tamanho 2 da grafita no centro do corpo de prova. Próximo à extremidade os tamanhos variaram entre 4 e 6 de acordo com a norma DIN.

Com o ataque observou-se uma microestrutura predominantemente perlítica; perlita fina nas desmoldagens a quente e perlita mais grossa nas desmoldagens a frio, demonstradas nas figuras que seguem (FIG 21 e 22):



FIG. 21 Microestrutura do corpo de prova de diâmetro de 50 mm, desmoldado a frio, com ataque (Nital 1%). Matriz perlítica - Aumento 1000x.



FIG 22 Microestrutura do corpo de prova de diâmetro de 50 mm, desmoldado a quente, com ataque (Nital 1%). Matriz perlítica - Aumento 1000x.

Corpo de prova cilíndrico com diâmetro de 35 mm:

Para os corpos de prova de 35 mm de diâmetro, as figuras que seguem (FIG 23 e 24) são representativas para os três cilindros, quanto ao critério de forma e distribuição da grafita.



FIG. 23 Microestrutura no centro do corpo de prova de diâmetro de 35 mm.
Sem ataque, grafitas em veios - 100x

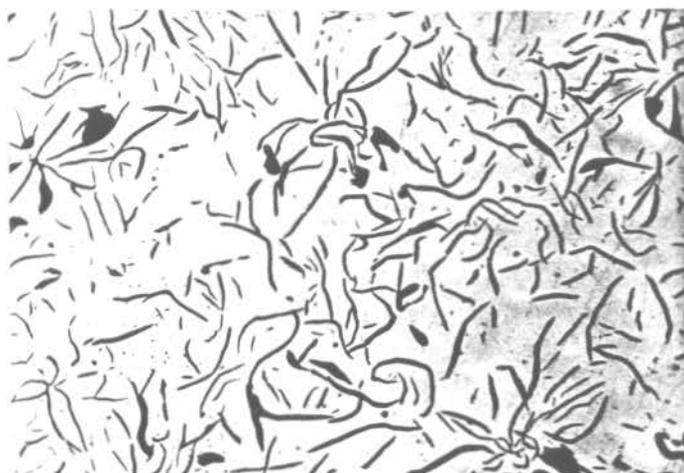


FIG. 24 Microestrutura próxima da borda do corpo de prova de diâmetro de 35 mm.
Sem ataque, grafitas em veios - 100x

Todos os corpos de prova apresentaram grafita predominantemente lamelar do tipo A com pequenas áreas de grafita do tipo D, com tamanhos de 4 e 5 no centro do corpo de prova. Próximo à extremidade os tamanhos variaram entre 5 e 6, conforme norma DIN.

Com o ataque observou-se uma microestrutura constituída predominantemente de perlita fina (FIG 25).



FIG 25 Microestrutura do corpo de prova de diâmetro de 35 mm, com ataque (Nital 1%). Matriz perlítica - Aumento 100x.

Corpo de prova cilíndrico com diâmetro de 20 mm:

Para os corpos de prova de 20 mm de diâmetro, as figuras que seguem (FIG 26 e 27) são representativas para os três cilindros, quanto ao critério de forma e distribuição da grafita.

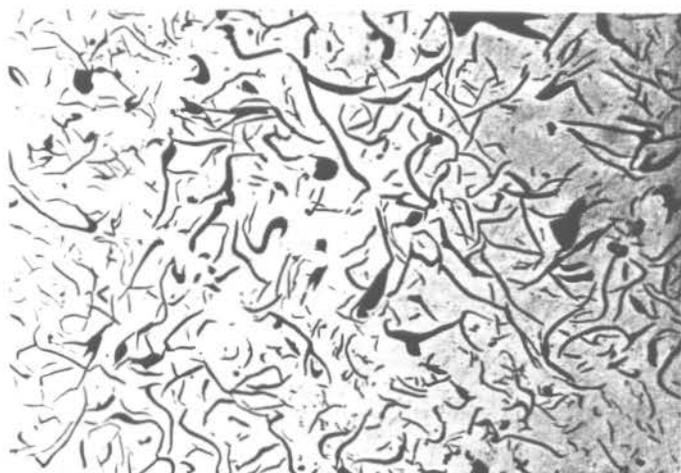


FIG 26 Microestrutura no centro do corpo de prova de diâmetro de 20 mm. Sem ataque, grafitas em veios - 100x



FIG 27 Metalografia próximo à borda do corpo de prova de diâmetro de 20 mm.
Sem ataque, grafitas em veios - 100x

Todos os corpos de prova apresentaram grafita predominantemente lamelar do tipo A e D com pequenas áreas de grafita do tipo B, com tamanhos 4 a 6 no centro do corpo de prova. Próximo a extremidade os tamanhos variaram entre 5 e 7.

Com o ataque observou-se uma microestrutura predominantemente perlítica, perlita fina no desmolde a quente e perlita mais grosseira no desmolde a frio, demonstrado nas figuras que seguem.



FIG 28 Microestrutura do corpo de prova de diâmetro de 20 mm, desmoldado a quente, com ataque (Nital 1%). Matriz perlítica - Aumento 500x.



FIG 29 Microestrutura do corpo de prova de diâmetro de 20 mm, desmoldado a frio, com ataque (Nital 1%). Matriz perlítica - Aumento 500x.

Dureza

Dos testes de dureza obtemos gráficos da dureza pela distância do centro à periferia (FIG 30, 31 e 32)

Durezas Corpo de Prova Grande (50 mm)

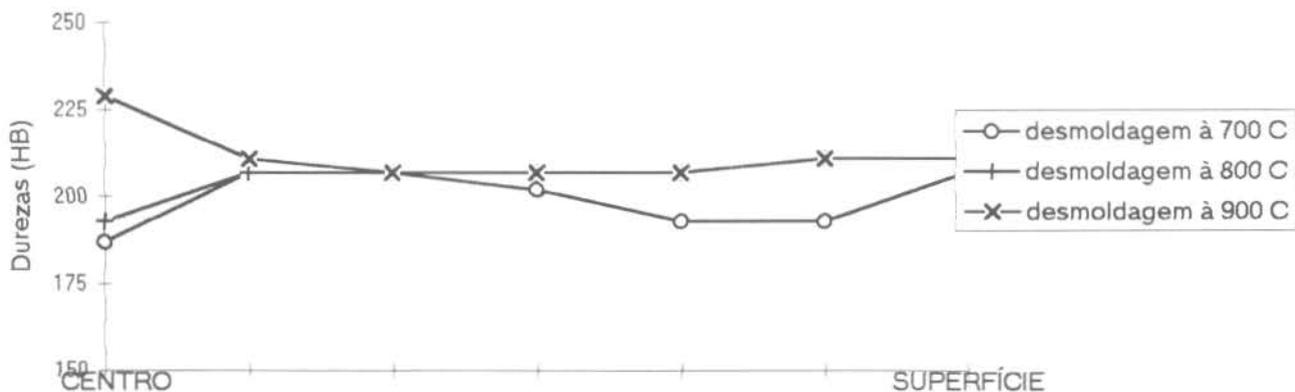


FIG 30 Distribuição de dureza do corpo de prova de 50 mm

Neste gráfico as durezas do corpo de prova desmoldado a 900°C e 800°C coincidem a partir do terceiro ponto, demonstrando pouca influência da temperatura de desmoldagem, para esta composição de ferro cinzento. O corpo de prova desmoldado à temperatura mais baixa, ou seja, em um tempo longo, teve a dureza inferior, conforme esperado.

Durezas Corpo de Prova Médio

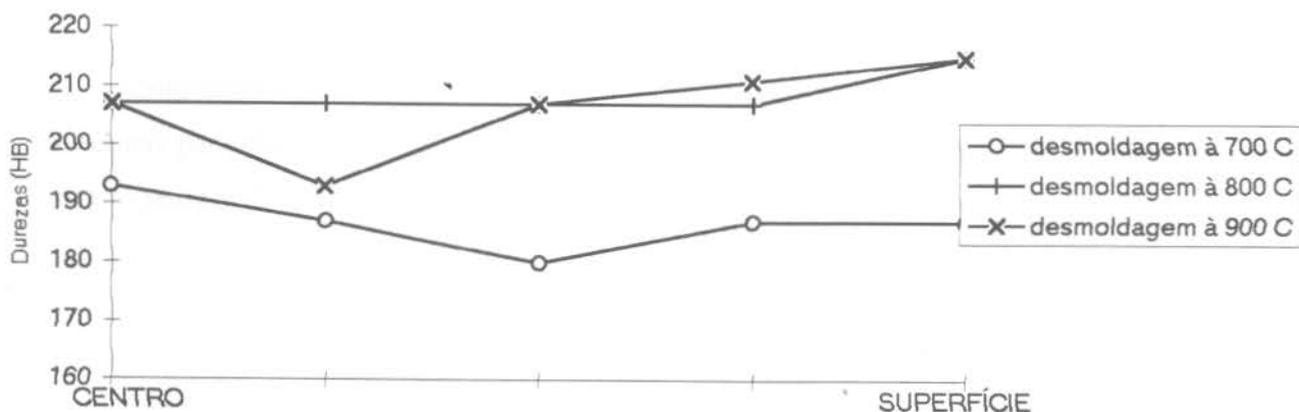


FIG 31 Distribuição de dureza corpo de prova de 35 mm

O corpo de prova desmoldado à temperatura mais baixa também teve a dureza esperada (inferior as demais).

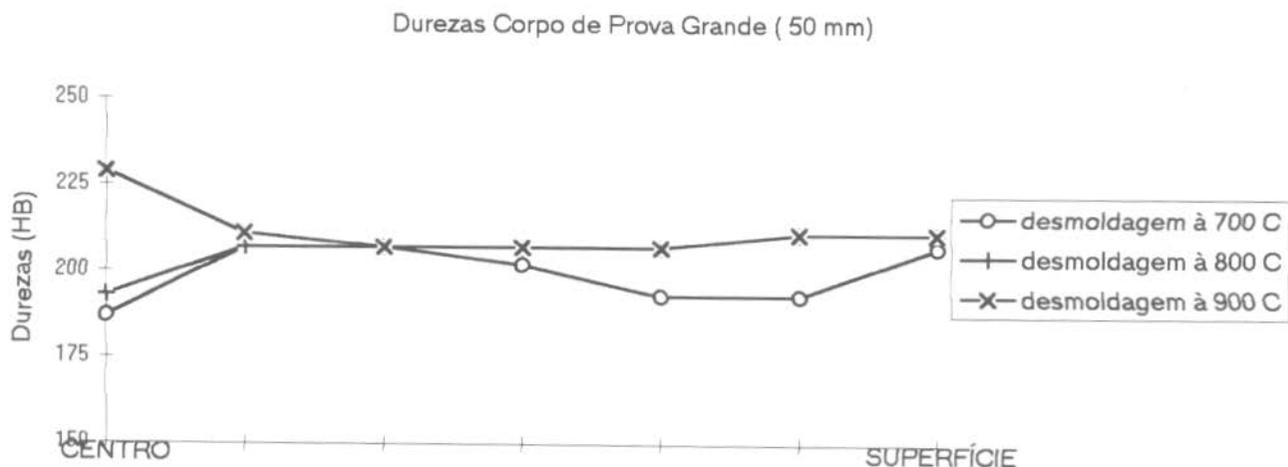


FIG 32 Distribuição de dureza do corpo de prova de 20 mm

O corpo de prova desmoldado a frio apresentou dureza inferior a do corpo desmoldado a quente.

PARTE 3

Simulação Computacional da Solidificação de Ferro Fundido

Simulando para o corpo de prova de 30 mm no programa AFSolidus obtemos isotermas para cada tempo pesquisado. As figuras 33, 34 e 35 representam as isotermas para os tempos de 0.10666, 1.20637 e 2.4051 minutos.

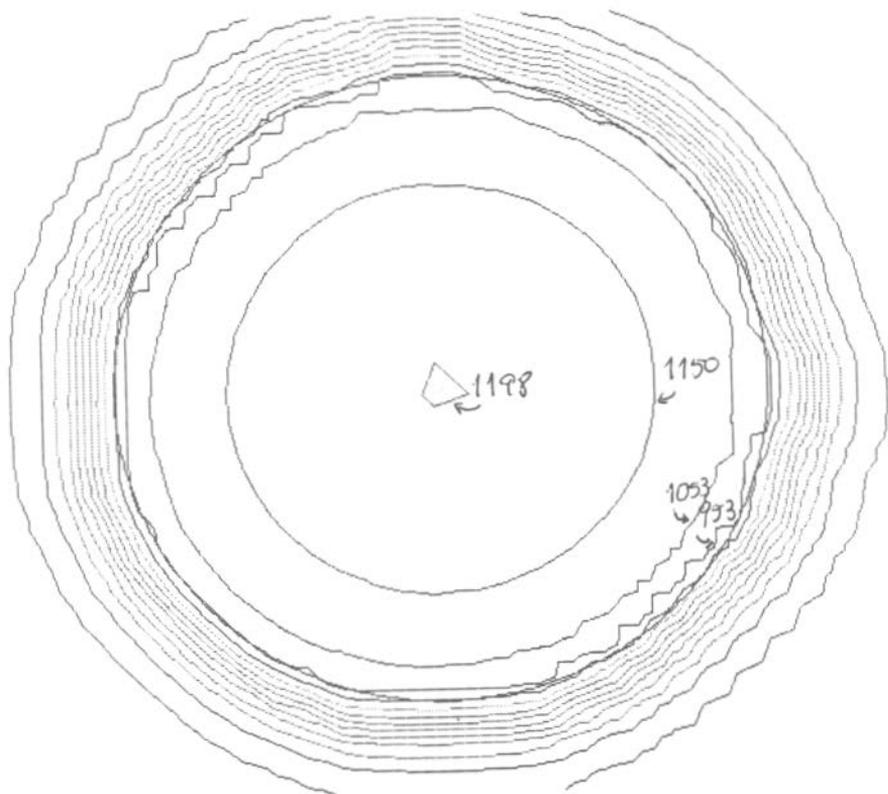


FIG 33 Isothermas para um tempo igual a 0.1066 min.

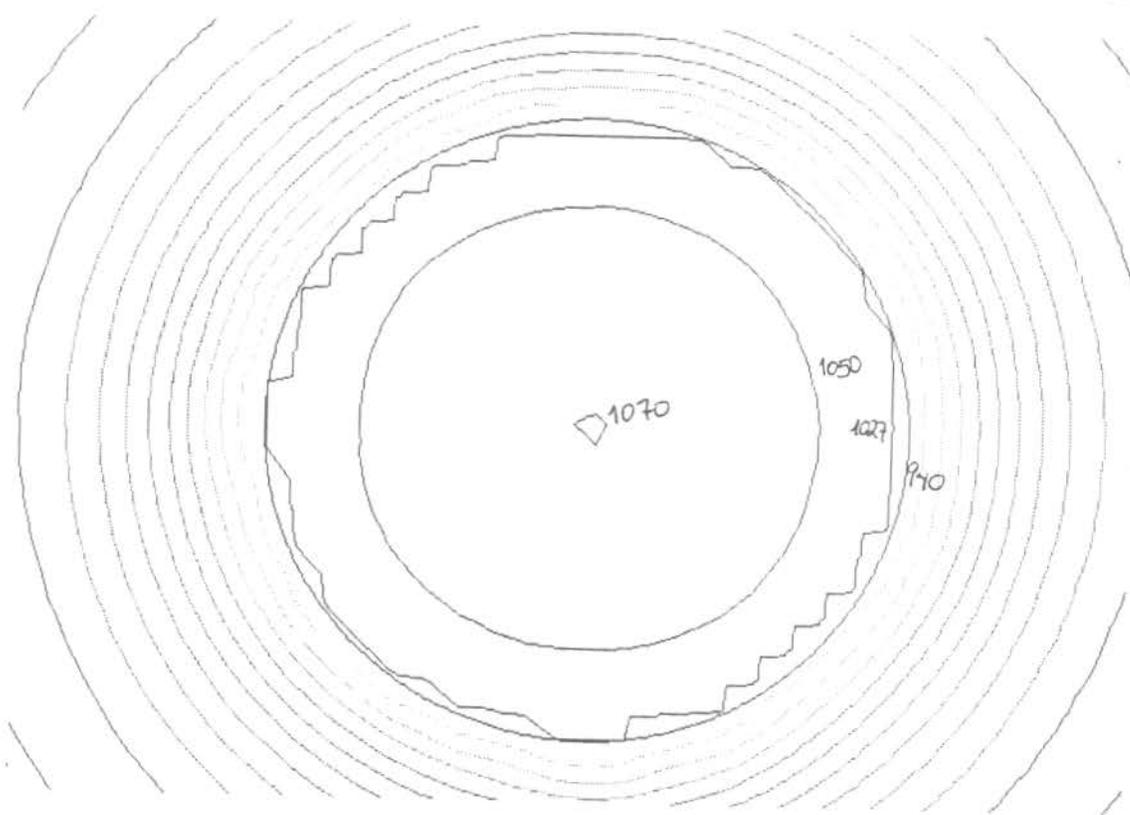


FIG 34 Isotermas para um tempo igual a 1.20637 min.

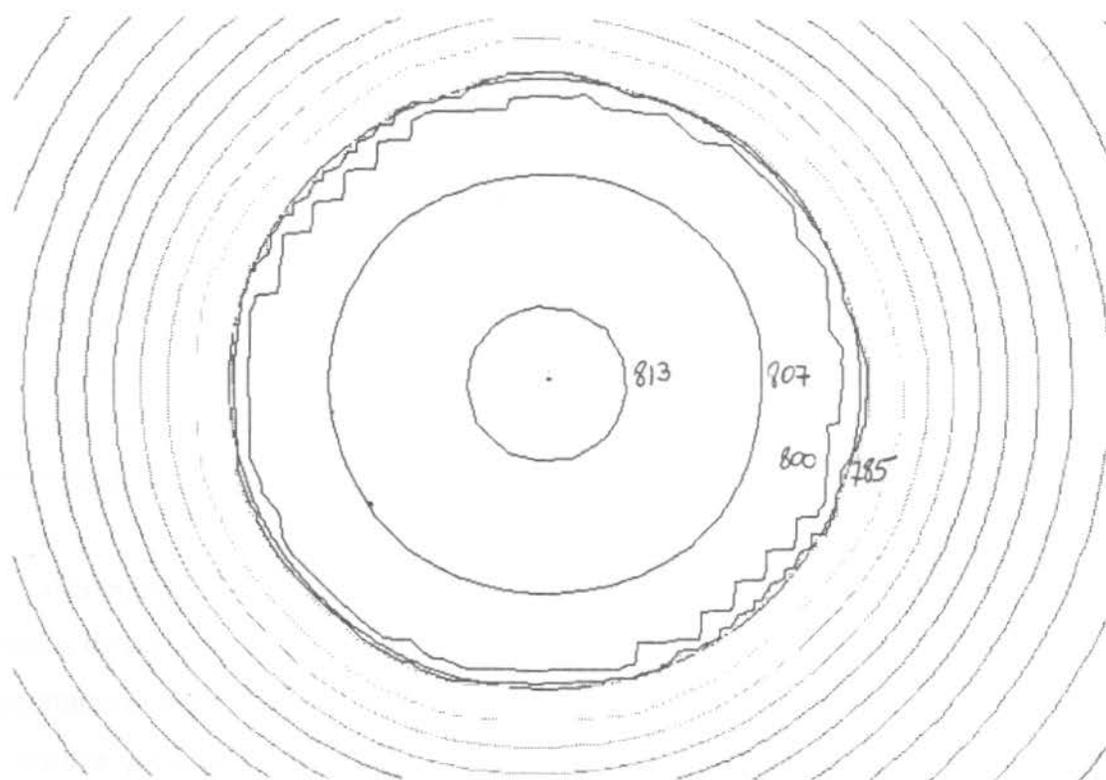


FIG 35 Isotermas para um tempo igual a 2.4051 min.

5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Com relação ao item Acompanhamento Térmico Durante o Resfriamento de Corpos de Prova, Análise de Microestrutura e Dureza, temos que:

- As curvas de resfriamento, plotadas a partir de dados de tempo e temperatura, tiveram uma forma que se assemelha com as curvas de resfriamento teóricas, confirmando a sua aplicabilidade na determinação do tempo de resfriamento de peças fundidas.

- Analisando as durezas encontradas para temperaturas diferentes de desmoldagem: para temperatura de aproximadamente 800 °C e temperatura de 900°C, verificamos que o ganho de dureza nos corpos de prova desmoldados a quente (900 °C), não é muito significativo para esta composição. Dificuldades na técnica experimental justificam algumas imposições. De grande significado é o ganho de dureza se comparados com os corpos de prova desmoldados a frio. No entanto, a faixa de dureza pode ser de 40 pontos e esta faixa não foi extrapolada em nenhum caso.

Para os corpos de prova de 20 mm de diâmetro as durezas encontradas variam muito pouco, devido ao fato de que a taxa de resfriamento para este diâmetro (um diâmetro muito pequeno) é muito elevada, não trazendo grandes diferenças de dureza para desmolde a quente ou a frio, desde que não se altere a composição química do material fundido.

- Na microestrutura encontramos a justificativa para as durezas encontradas. Para os corpos de prova de diâmetro de 50 mm, conforme a metalografia apresentada para temperaturas de 800 e 900°C, a perlita mais fina encontrada na desmoldagem a quente nos certifica que a dureza é maior que no corpo de prova desmoldado com tempo mais longo e que apresenta uma perlita mais grosseira, como encontrado.

- Usinabilidade: utilizando-se do gráfico determinado pelo autor Consalter (08), FIG 36 pode-se estimar o comportamento do ferro fundido cinzento na usinagem, de acordo com a faixa de dureza do material. Os corpos de prova estiveram numa faixa de 170-230 HB e, conforme o gráfico abaixo, apresentam usinagem regular, $D_{0,2}$ entre 13 e 21.

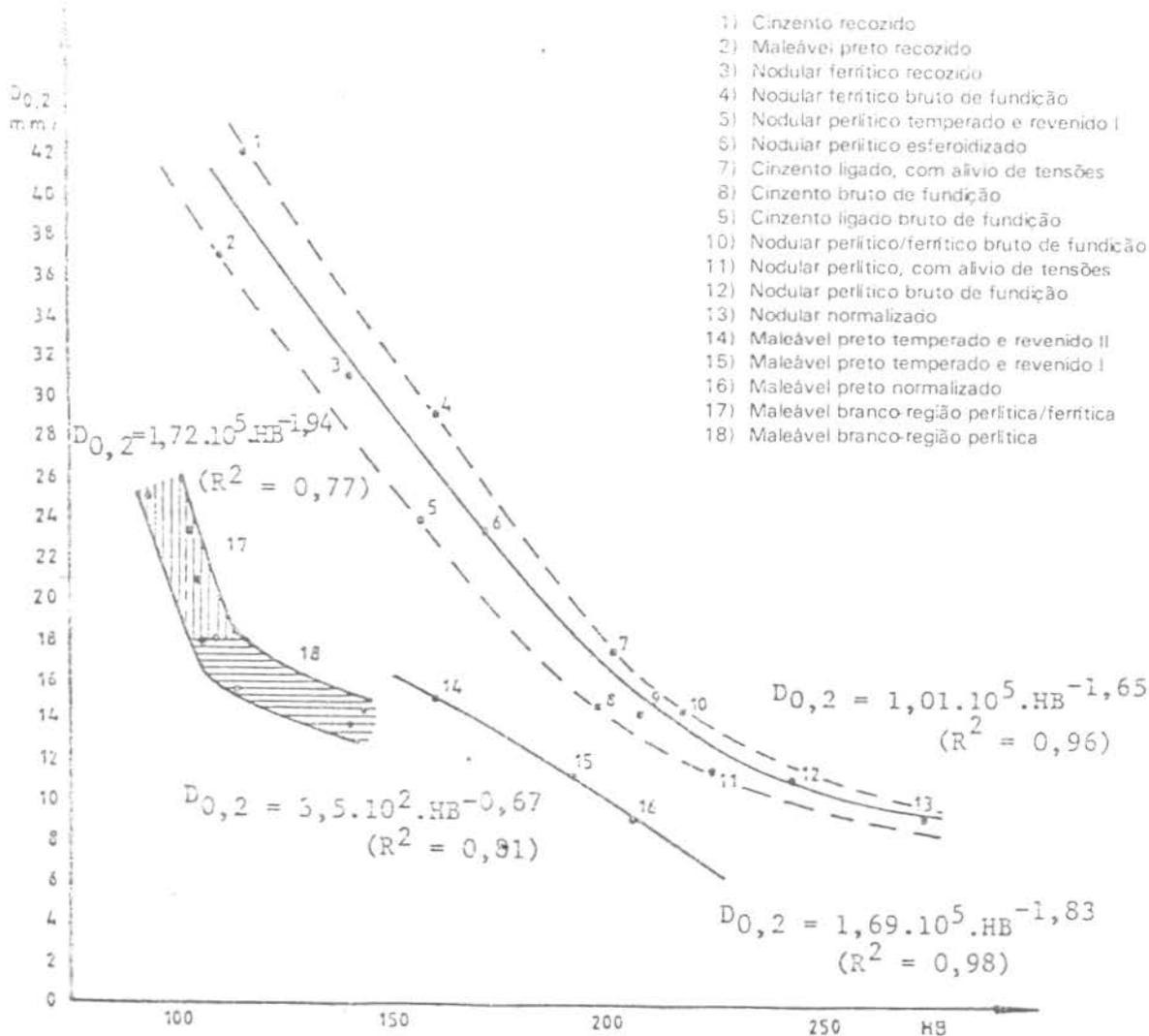


FIG 36 Este gráfico avalia o comportamento da usinabilidade em função da dureza. (6)

6 CONCLUSÃO

Volto ao objetivo inicial deste trabalho que foi de relacionar o tempo de desmoldagem (tempo este em função da temperatura de desmoldagem) do ferro fundido cinzento com a dureza e microestrutura objetivando estimar a sua usinabilidade.

Conforme os resultados de dureza obtidos para cada tempo de desmoldagem, concluímos que, para os tempos de desmoldagem longos, isto é, *desmoldagem a frio*, estando garantida a composição química (sem elementos altamente perlitizantes) obtem-se uma microestrutura de perlita grosseira, dureza dentro da faixa esperada (170-210 HB) e estima-se então uma usinabilidade melhor que para os tempos curtos, *desmoldagem a quente*, pois estes apresentaram uma perlita mais fina e uma dureza mais elevada.

Podem então os fundidores basear-se no tempo de desmoldagem para obter a usinabilidade desejada a seus fundidos, desde que garantam que a composição do material produzido não irá alterar a microestrutura estimada para a peça e sua conseqüente dureza.

7 SUGESTÕES

- Sobre a simulação do programa AFSolidus se analisando as isothermas apresentadas para alguns tempos (FIG 33, 34 e 35), verificamos que o programa apresenta para um tempo de 2.4051 minutos uma temperatura de 813 °C no corpo de prova de 35 mm de diâmetro. No entanto se formos recorrer a curva de resfriamento plotada a partir dos dados colhidos durante o resfriamento verificamos que a temperatura para este tempo deveria encontrar-se numa faixa entre 1150 a 1200 °C. Constatou-se que o programa não considera as alterações de propriedades termodinâmicas e termofísicas, que ocorrem durante o resfriamento no estado sólido. Desta forma os tempos de resfriamento na simulação são bem menores que os reais. Sugere-se então que seja feito as alterações das propriedades após a passagem do ponto eutetóide.

9 BIBLIOGRAFIA

1. Chiaverini, V. - Aços e Ferros Fundidos
2. Metal's Handbook, Machining - 9º edição , Volume 16, páginas 648 - 665.
3. Metal's Handbook , Properties and Selection: Iron, Steel and High -Performance Alloys - 10º edição, Volume 1, páginas 12 - 55.
4. Metal's Handbook, Casting - 9º edição, Volume 15, páginas 629 - 666.
5. Campos Filho, M. P. e Davies, G. J. -Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas.
6. Rios, C. T.; Alves, A. P. R. e Caram, R. - Simulação Numérica e Análise Microestrutural na Fundição de Al.- Fundição e Serviços - N°34- Agosto-Setembro 1995.
7. Montero, G. G. - Resfriamento de Peças Fundidas Assistido por Computador - Congresso Nacional de Fundição - CONAF 91.
8. Consalter, L. A.; Guedes, L. C. e Purey, J. A. - Usinabilidade de Ferros Fundidos - Guia de Equipamentos e Insumos - Outubro 1987.