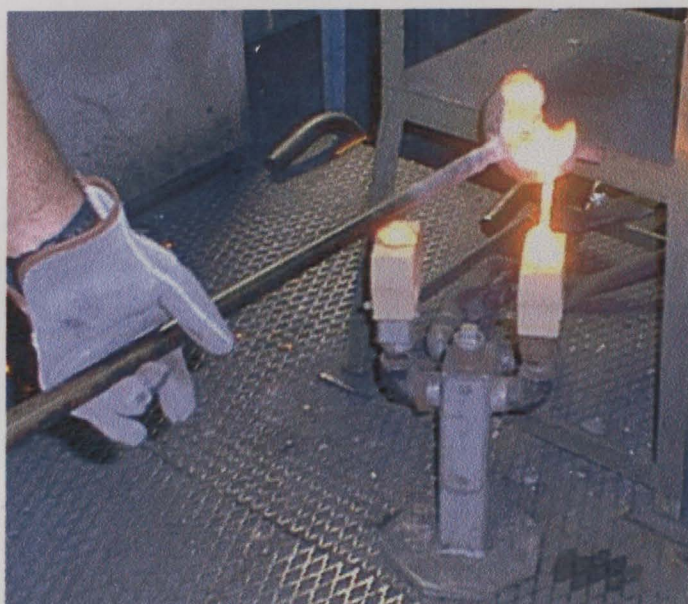


# EMPREGO DA ANÁLISE TÉRMICA NA PREVISÃO DO MICRORRECHUPE E DENSIDADE SUPERFICIAL DE NÓDULOS



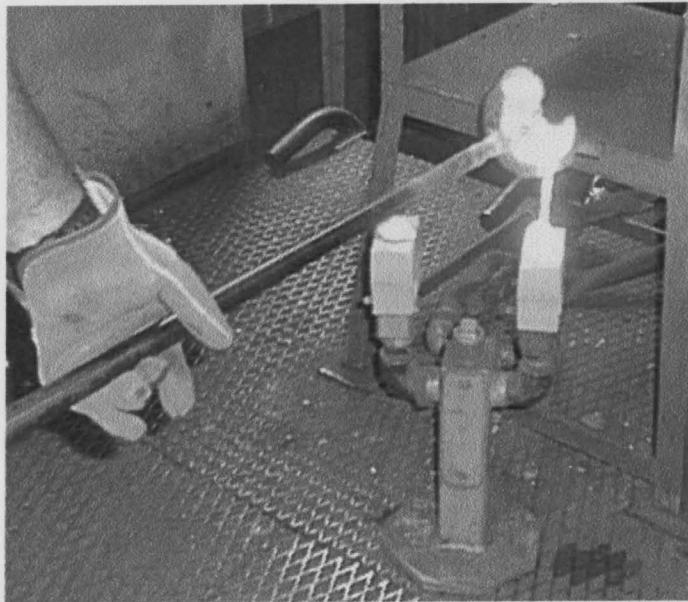
22 de Julho de 2002

Realizado por: Rui Fernandes  
Rui Pinheiro

Orientado por: Professor Carlos Silva Ribeiro

669(047.3)  
LEMM 2001/FERr

# EMPREGO DA ANÁLISE TÉRMICA NA PREVISÃO DO MICRORRECHUPE E DENSIDADE SUPERFICIAL DE NÓDULOS



22 de Julho de 2002

Realizado por: Rui Fernandes  
Rui Pinheiro

Orientado por: Professor Carlos Silva Ribeiro

663(047.3)/LEHM 2002/PERN

Universidade do Porto Faculdade de Engenharia Biblioteca
Nº 90198 7
CDU 663(047.3)
Data 02 10 2007

## AGRADECIMENTOS

Queríamos agradecer em primeiro lugar ao Professor Carlos Silva Ribeiro (nosso orientador), por toda a disponibilidade e pelo apoio incondicional durante a realização de todo o trabalho.

Gostaríamos também de agradecer, à Engenheira Helena Coimbra (orientadora na empresa) pela disponibilidade e em particular ao Sr. Fernando Vilela (gestor do processo da empresa) pelo grande apoio e ajuda prestada. Um agradecimento especial ao Engenheiro Daniel Santos pela integração e ajuda prestada.

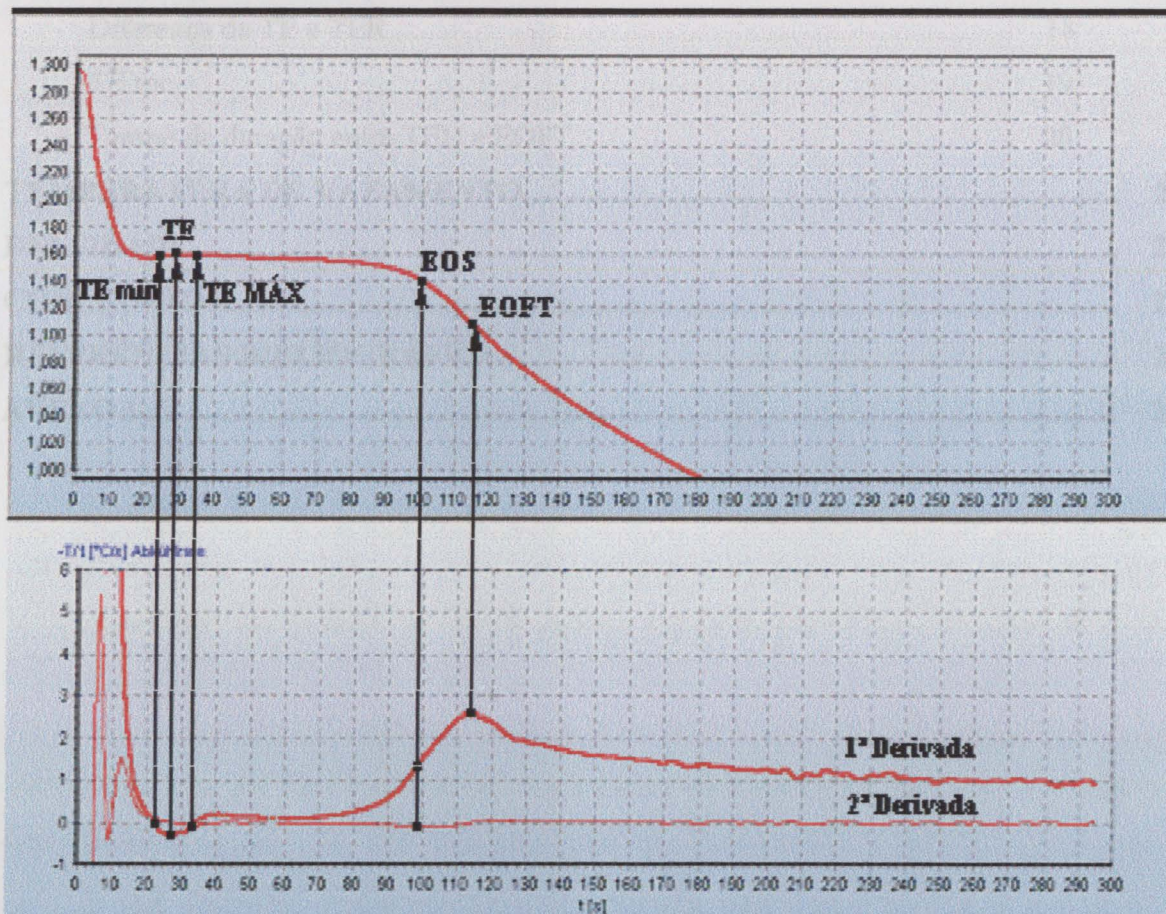
Não esquecendo muitas outras pessoas que nos ajudaram, tendo sido estas pilares importantes durante a realização deste trabalho:

- Doutor Carlos Sá – pela ajuda e desenvolvimento de programas, que permitiram a análise microestrutural mais eficiente;
- Engenheira Filomena Viana – pela preciosa ajuda em questões pontuais;
- Engenheiro Bruno Bronze – pela ajuda na boa integração empresarial.

E por fim, um agradecimento muito especial, para todas as pessoas que integram uma grande equipa na empresa Portcast S.A. e a todas as outras não mencionadas, mas que foram também imprescindíveis na realização deste trabalho.

# SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

CURVA	SÍMBOLO	NOMENCLATURA
<b>CURVA DE ARREFECIMENTO</b>	TEU	Temperatura de sobreaquecimento eutético
	TE	Temperatura do eutético
	TER	Temperatura de recalcência eutética
	EOS	Temperatura do fim de sólidos
	EOFT	Temperatura final de solidificação das fronteiras de grão
<b>1ª DERIVADA</b>	TEU roc	Velocidade de arrefecimento no ponto TEU
	TE roc	Velocidade de arrefecimento no ponto TE
	TER roc	Velocidade de arrefecimento no ponto TER
	EOS roc	Velocidade de arrefecimento no ponto EOS
	EOFT roc	Velocidade de arrefecimento no ponto EOFT



# ÍNDICE

<b>PRÓLOGO.....</b>	<b>2</b>
<b>OBJECTIVO.....</b>	<b>2</b>
<b>PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....</b>	<b>3</b>
<b>RECHUPE.....</b>	<b>8</b>
Velocidade média de arrefecimento imediatamente antes de TEU.....	9
Intervalo de tempo entre TEU e EOFT.....	11
Dureza de moldação.....	12
Magnésio.....	13
<b>DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE SUPERFICIAL DE NODULOS.....</b>	<b>15</b>
Sobrearrefecimento.....	16
Velocidade de arrefecimento no ponto EOS.....	17
Diferença de TE e TER.....	18
TE roc.....	19
Tempo de duração entre TEU e EOFT.....	20
<b>TEMPERATURA DE VAZAMENTO.....</b>	<b>21</b>
<b>DENSIDADE.....</b>	<b>23</b>
<b>CONCLUSÃO.....</b>	<b>24</b>
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>25</b>
<b>ANEXO 1.....</b>	<b>26</b>

## PRÓLOGO

Um dos maiores problemas, se não o maior problema, com que as fundições se deparam é a dificuldade de obter, na totalidade, peças sem descontinuidades, ou seja, sãs. A percentagem de refugo de peças com este tipo de defeito é potencialmente elevado e os custos para a empresa, associados a este tipo de refugo, são grandes.

Hoje em dia, em termos da indústria de fundição, a avaliação da microestrutura dos fundidos só é feita após o abate das moldações. Assim, torna-se importante para o fundidor poder ter disponível uma “ferramenta”, simples e fiável, que possibilite uma antevisão da microestrutura a obter após solidificação e arrefecimento dos fundidos até à temperatura ambiente, antes de proceder ao vazamento do metal nas moldações.

A análise térmica emprega-se, na corrente prática industrial de elaboração de ferros fundidos, com duas finalidades, a estimativa da composição química (Carbono e Silício) e previsão da microestrutura em bruto de fundição.

No entanto, esta ferramenta pode dar largos contributos no controle do processo, tornando-se uma mais valia para o fundidor.

## OBJECTIVO

Este trabalho teve como principal objectivo, a antevisão da presença de rechupe, microrrechupe e forma da grafite, numa peça crítica em produção na empresa PortCast – Fundição Nodular S.A., através do emprego da técnica de análise térmica.

Determinar quais os pontos ou indicadores das curvas de análise térmica e que variáveis inerentes ao processo influenciam com maior acuidade a formação deste defeito.

Cálculo de relações que permitam antever a possível presença e severidade do rechupe e microrrechupe.

A elevada carga de trabalho a realizar associada à escassez de tempo, obrigou a uma posterior redefinição do objectivo principal, centrando-se este, na antevisão do rechupe e microrrechupe.

## PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A selecção da peça a analisar, prendeu-se com a reprodutibilidade dos resultados, a seguir discriminados, obtidos em produções sucessivas:

- Microrrechupe frequente com diferentes graus de gravidade;
- Microrrechupe perfeitamente localizado;
- Produção diária em pequenas quantidades.

Relativamente ao primeiro ponto, tínhamos a garantia da presença do microrrechupe com diferentes graus de severidade, o que possibilitava uma posterior observação das variações do rechupe nas respectivas curvas de análise térmica.

O segundo ponto, é de extrema importância, pois a perfeita localização e consequente detecção do microrrechupe, permite uma fácil classificação do grau de gravidade.

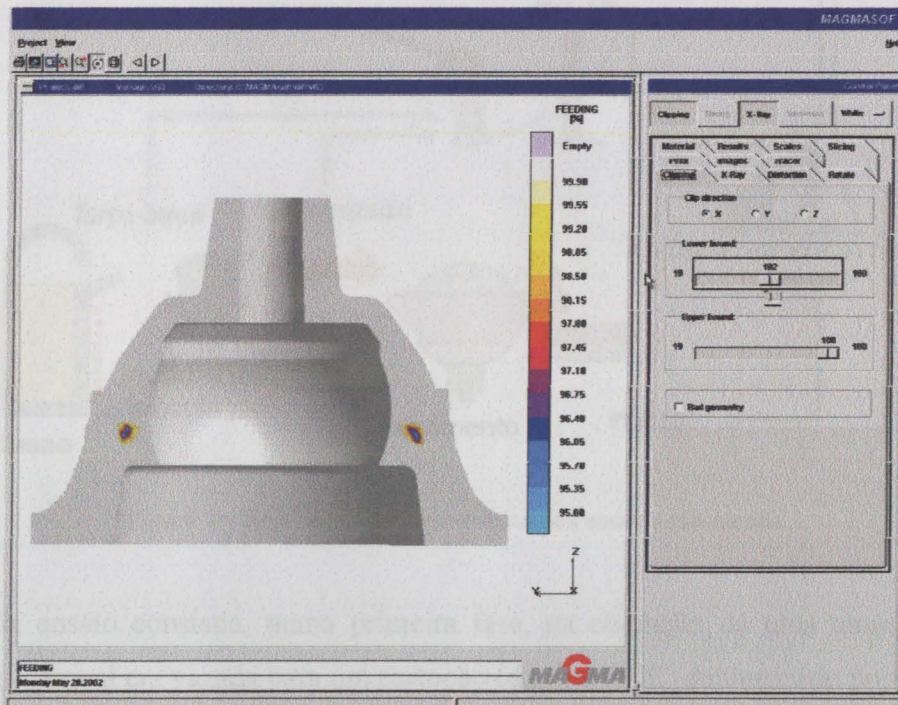


Figura 1 – Simulação em MAGMASOFT da peça onde é possível localizar o microrrechupe.

A figura 1, representa o resultado de uma simulação da peça em estudo, num software de simulação de enchimento e solidificação, denominado por MagmaSoft<sup>®</sup>, onde é possível apreciar a localização do microrrechupe. A razão pela qual se executou esta simulação foi a de encontrar uma peça em que este defeito fosse uma constante, que se localiza sempre no mesmo local.

O último ponto permitiu verificar a existência de eventuais variações nas curvas de análise térmica e consequentemente do processo produtivo nos diferentes dias de produção.

Inicialmente, foram realizados ensaios experimentais, com o objectivo de recolher e analisar toda a informação. Destacam-se as condições em que se produziam as peças, valores das adições para correcções de banhos, temperaturas de vazamento, etc., utilizados nas produções da peça em estudo, de modo a ser possível, numa primeira fase, efectuar uma antevisão da presença de rechupe e microrrechupe.

Os ensaios foram realizados de acordo com o esquema seguinte (figura 2):

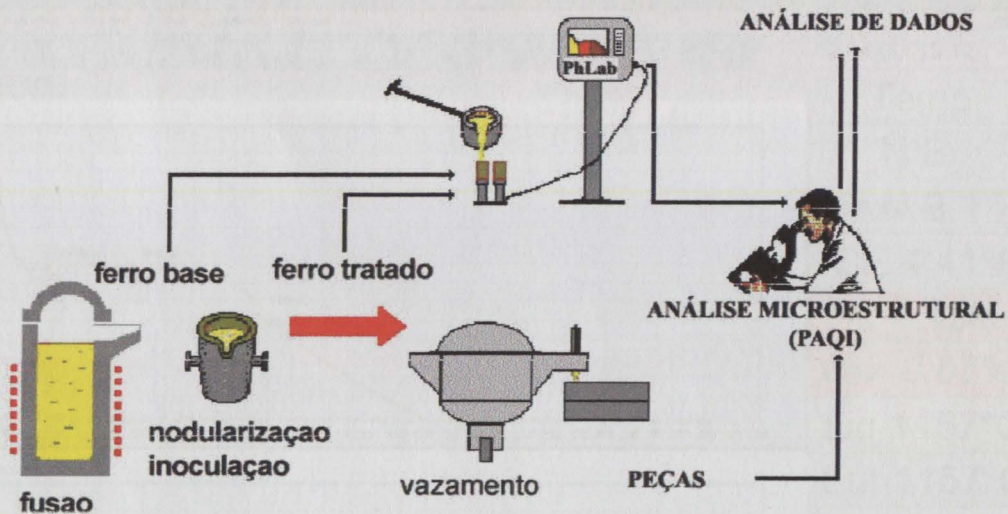


Figura 2 – Representação esquemática dos ensaios efectuados.

Cada ensaio consistia, numa primeira fase, na obtenção de uma amostra de ferro fundido base, a qual era vazada para um cartucho (do tipo OCC, denominado por AB).

A figura 3 é uma representação esquemática do provete obtido após vazamento dos cartuchos utilizados nos ensaios.

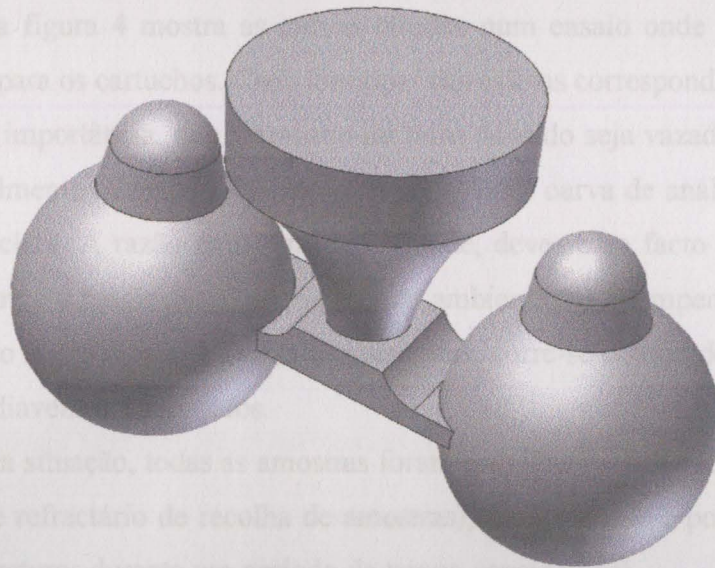


Figura 3 – Cartucho desmoldado (OCC) utilizado para os ensaios (modelação de Solidworks).

Cada provete é constituído por duas esferas, cada uma munida de um termopar do tipo K posicionado no seu centro geométrico. O termopar permite a aquisição de duas curvas de análise térmica independentes (figura 4).

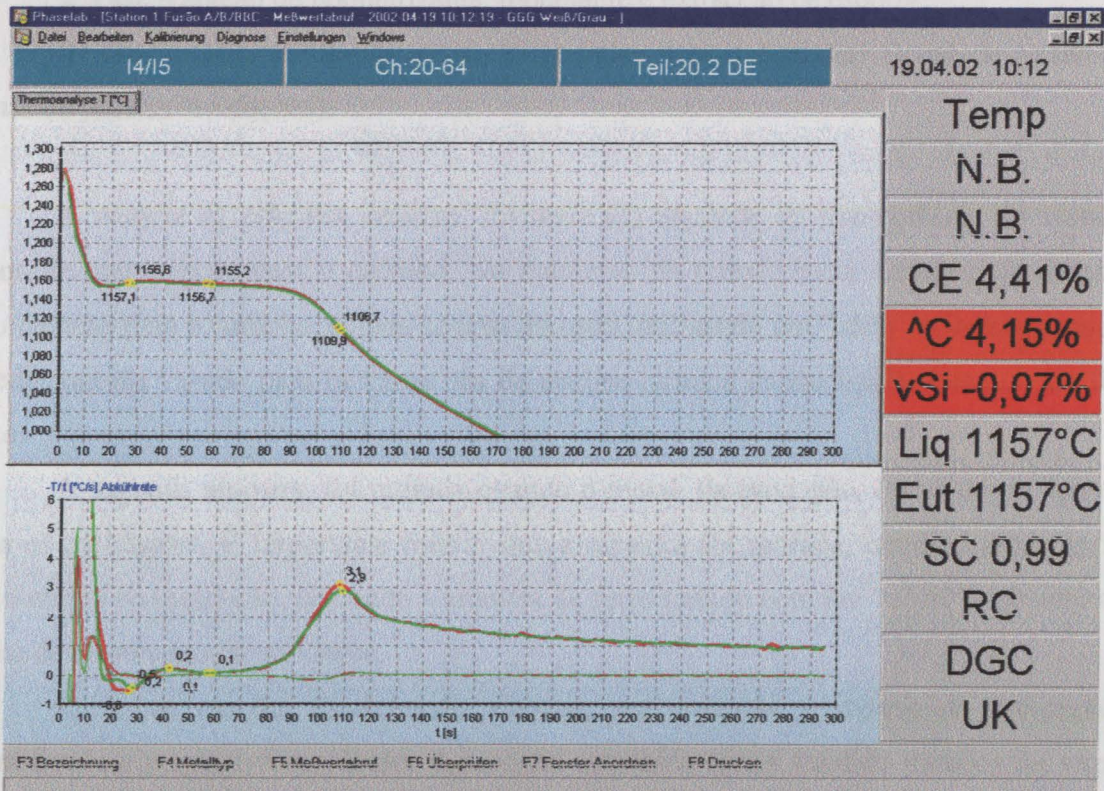


Figura 4 – Curvas de análise térmica adquiridas com o cartucho (OCC) apresentado.

O exemplo da figura 4 mostra as curvas obtidas num ensaio onde se vazou metal líquido em produção para os cartuchos. Cada termopar das esferas corresponde uma curva.

É de extrema importância, que a amostra de ferro fundido seja vazada no cartucho a temperaturas razoavelmente altas, para obtenção de uma "boa" curva de análise térmica, em que a definição seja clara. A razão para esta necessidade, deve-se ao facto dos termopares demorarem algum tempo a reagir desde a temperatura ambiente até à temperatura do banho. No caso do vazamento ser realizado a baixas temperaturas, corre-se o risco de alguns pontos poderem ficar irremediavelmente perdidos.

Para evitar esta situação, todas as amostras foram retiradas recorrendo à utilização de um "côco" (recipiente refractário de recolha de amostras), uma vez que é possível manter a amostra a altas temperaturas durante um período de tempo considerável.

O cadinho que transporta o metal, que entra em produção, passa por três fases importantes:

1ª Fase – enchimento do cadinho com metal base;

2ª Fase – adição de nodularizante, inoculante e extracção de escória;

3ª Fase – vazamento do metal do cadinho para o "caixão" (local de vazamento contínuo para as moldações).

A recolha da primeira amostra, foi realizada aquando da transferência do metal do forno de manutenção para o cadinho. No momento da transferência do metal do forno de manutenção para o cadinho, colheu-se uma amostra, utilizando um "côco" refractário, que foi imediatamente vazada para os cartuchos de análise térmica dando início a análise do ferro base.

A segunda amostra, foi retirada quando o metal, da produção, é vazado do "caixão" para as moldações. É importante referir, que a amostra foi retirada, imediatamente após o enchimento da moldação, colhendo a amostra de ferro tratado com um "côco" logo acima da bacia de vazamento da moldação.

Antes da recolha da segunda amostra, era avaliada a dureza da moldação e identificada a respectiva moldação. A amostra recolhida (ferro fundido tratado) foi vazada para dois cartuchos e para um molde, onde foi retirada uma amostra para análise espectrométrica.

Foram utilizados dois cartuchos para os ensaios de ferro tratado, com as seguintes

características:

- O primeiro – cartucho DE – sem qualquer tipo de adições;
- O segundo – cartucho FG – na bola F com adições de telúrio, e na bola G adições de pirite.

O primeiro cartucho não tinha adições, de modo a ser possível comparar as curvas de análise térmica, nas condições normais, com as peças de produção pois o metal usado era igual.

As adições no segundo cartucho, tinha como objectivo a variação da nodularidade na grafite, para posterior relação com as curvas de análise térmica. Optou-se por adições de pirite e telúrio no mesmo cartucho, para evitar possíveis contaminações destas com bolas que não tivessem adições.

No fim da linha de moldação, era retirado o cacho identificado e separadas as peças do sistema de alimentação, para posterior grenalhagem.

A segunda fase do trabalho, teve por objectivo, a detecção do rechupe através da densidade das bolas como também das peças, num processo análogo ao empregue no processamento das ligas de alumínio (ver ANEXO 1). Deste modo, efectuaram-se, para posterior comparação, medições da densidade a todas as peças dos cachos e a todos os provetes DE.

Após a medição da densidade das peças dos cachos, estas foram cortadas estrategicamente, ou seja, a montante e a jusante do rechupe localizado, para posterior visualização do mesmo ao Raio X. Após a recolha das imagens no Raio X, estas foram importadas para um software de análise de imagem, PAQI, onde foi medida a área do rechupe (figura 5).



Figura 5 – Imagens recolhidas no Raio X (intensidades constantes).

Os provetes DE foram cortados e posteriormente analisados a nível microestrutural no software de análise de imagem, onde foi possível a medir a densidade superficial de nódulos (figura 6).

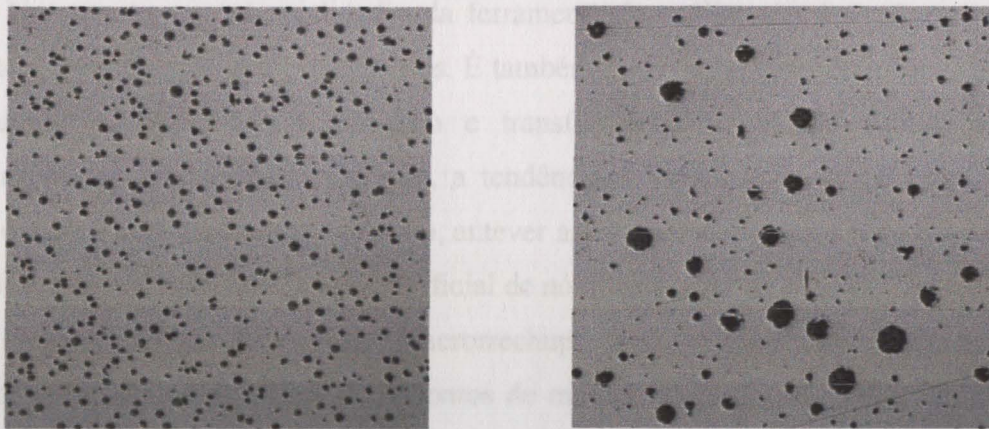


Figura 6 – Imagens recolhidas através do software de análise de imagem PAQI

## RECHUPE

O maior problema com que as fundições actuais se deparam, é a descontinuidade das peças em termos de sanidade interna, ou seja, rechupes e microrrechupes.

O rechupe desenvolve-se na terceira fase de solidificação, ou seja, quando as dendrites crescem de encontro umas com as outras, o que origina a obstrução de caminhos de alimentação. Consequentemente, formam-se bolsas de líquido devido à interligação das dendrites secundárias, uma vez que estas ficam isoladas do resto do líquido, originando defeitos (a primeira fase de solidificação é o arrefecimento no estado líquido, e a segunda o pré-desenvolvimento dendrítico).

O ferro fundido, é uma liga com tendência para a solidificação pastosa, logo, é difícil evitar a formação de microrrechupe, uma vez que a difusividade do soluto é pequena para o gradiente térmico instalado.

Existe um determinado número de variáveis que influenciam directa ou indirectamente a tendência para a formação do rechupe <sup>[1]</sup>. Destas variáveis destacam-se, a temperatura de vazamento, a composição química, a dureza da moldação e as condições em que ocorre o arrefecimento, sendo esta última, de possível controlo por análise térmica.

O emprego da análise térmica tem vindo a dar grandes contributos para o controlo do processo. Presentemente, é utilizada na determinação do teor de carbono, silício e consequentemente, carbono equivalente, com extrema precisão.

No entanto, as potencialidades da ferramenta de análise térmica, não se restringem somente à determinação destes elementos. É também possível, antever com elevada precisão, a estrutura resultante da solidificação e transformação no estado sólido, o tipo de solidificação, a nodularidade da grafite, a tendência à formação de carbonetos, a taxa de perlite e, com a realização deste trabalho, antever a presença do rechupe e do microrrechupe, bem como a previsão da densidade superficial de nódulos.

Na determinação do rechupe e microrrechupe, foram consideradas apenas as variáveis do processo de maior influência e os pontos de maior relevância na análise térmica. Deste modo, foi possível obter uma relação de quatro variáveis com um  $R^2$  de 90,5%, como se poderá verificar no gráfico 5, onde são comparados os valores teórico e real.

Para tal, implementou-se uma análise sistemática de correlação entre as sucessivas variáveis e o parâmetro “área do microrrechupe”. Foi possível, destacar parâmetros que aumentavam, isolada e colectivamente, o coeficiente de correlação múltipla com a “área do microrrechupe” detectado por radiografia.

Deste modo, encontraram-se quatro variáveis de peso mais relevante, que influenciam a presença do rechupe e microrrechupe em maior proporção, sendo estas:

1. Velocidade média de arrefecimento imediatamente antes de TEU;
2. Intervalo de tempo entre TEU e EOFT;
3. Teor de Magnésio;
4. Dureza média da moldação.

## **Velocidade média de arrefecimento imediatamente antes de TEU**

A velocidade média de arrefecimento imediatamente antes de TEU, traduz a diferença entre a temperatura eutética mínima e a temperatura 8s antes desta. O gráfico 1, relaciona a velocidade de arrefecimento com uma possível ramificação dendrítica (dendrites secundárias).

Uma grande diferença entre estas temperaturas implica uma velocidade de arrefecimento também elevada. Neste caso, a probabilidade do aparecimento de dendrites secundárias é menor, pois o gradiente térmico instalado é grande. As dendrites são forçadas a

crescer numa determinada direcção (normalmente perpendicular às paredes do molde e na direcção contrária ao escoamento de calor).

Sendo a diferença de temperaturas pequena, o gradiente térmico instalado é menor e, conseqüentemente, a possibilidade de formação de dendrites secundárias maior, criando-se uma estrutura ramificada.

Numa situação destas, existem caminhos de alimentação obstruídos e conseqüentemente, a formação de bolsas de líquido rodeadas por sólido. Assim sendo, aquando da contracção do metal líquido no local destas bolsas, formar-se-ão microrrechupes ou rechupes, pois não existe metal para compensar essa contracção, como se pode constatar no gráfico 1.

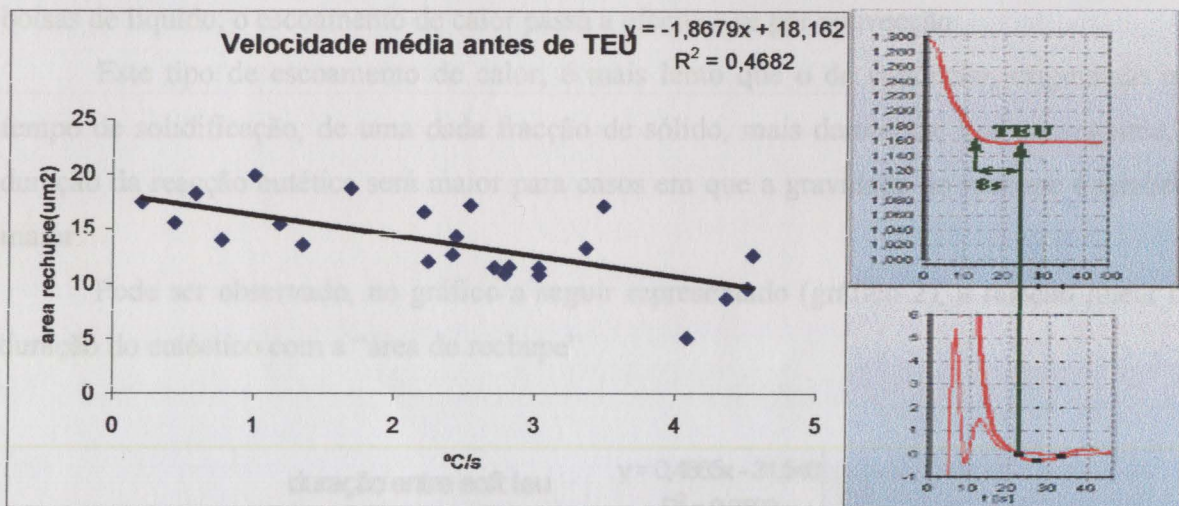


Gráfico 1 – Correlação linear entre a velocidade média de arrefecimento antes de TEU e a área do rechupe.

Embora a tendência seja a que foi referida anteriormente, os valores não se ajustam completamente à relação linear do gráfico 1. Esta relação, apresenta apenas um  $R^2$  de 46,8%, que pode ser justificado pelo facto do rechupe e microrrechupe não dependerem apenas de uma, mas de várias variáveis, que conjuntamente são capazes de promover o aparecimento deste, com maior ou menor grau de gravidade.

## Intervalo de tempo entre TEU e EOFT

O intervalo de tempo entre TEU e EOFT, representa a duração entre a temperatura do eutéctico mínimo e o final da solidificação, isto é, a duração da reacção eutética.

O aumento de duração da reacção eutética, anda associada a um aumento do microrrechupe, por existência da intersecção de dendrites. O consequente bloqueio da passagem do líquido do banho impede que a contracção seja compensada, por intersecção das dendrites.

O escoamento de calor, passa então a fazer-se por condução e convecção, e não exclusivamente por condução. Devido ao espaço vazio formado após a solidificação das bolsas de líquido, o escoamento de calor passa a efectuar-se por convecção.

Este tipo de escoamento de calor, é mais lento que o de condução, originando um tempo de solidificação, de uma dada fracção de sólido, mais demorada. Por conseguinte, a duração da reacção eutética será maior para casos em que a gravidade do rechupe é também maior.

Pode ser observado, no gráfico a seguir representado (gráfico 2), a relação linear da duração do eutéctico com a “área do rechupe”.

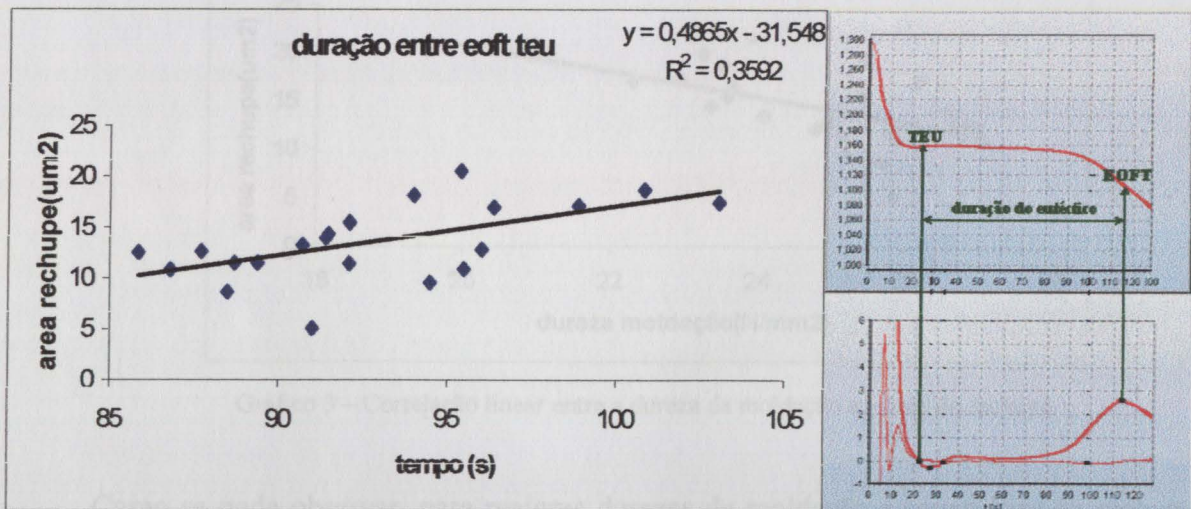


Gráfico 2 – Correlação linear entre a duração do eutéctico e a área do rechupe

## Dureza de moldação

A rigidez da moldação, particularmente em areia verde, é uma variável de extrema importância. No caso da compactação da areia não ser suficiente para criar resistência aos esforços da pressão metalostática, quer pela entrada do metal quer pela expansão deste, leva a que exista uma maior tendência ao aparecimento de deficiências de enchimento. Isto deve-se ao aparecimento de espaços causados pelo movimento das paredes da moldação, que não são posteriormente compensados por mais metal líquido.

O controlo desta variável deverá ser realizado na preparação da areia, controlando o teor de ligante (bentonite), finos, humidade, pressão de compactação, etc., sendo depois confirmado pela resistência à compressão a verde.

Para determinação da dureza da moldação, foi utilizado um durómetro, com o qual se realizaram medições nas meias moldações onde foram efectuados os ensaios.

O efeito isolado da média das durezas sobre a “área do rechupe” está representado no gráfico 3.

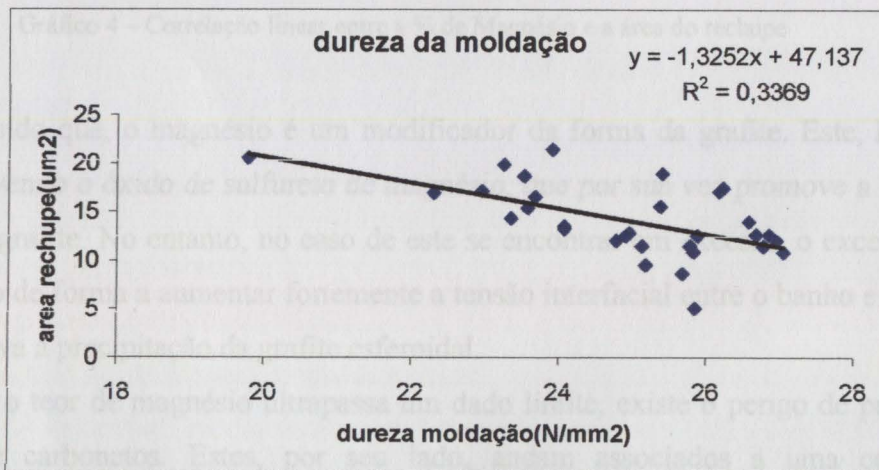


Gráfico 3 – Correlação linear entre a dureza da moldação e a área do rechupe

Como se pode observar, para maiores durezas de moldação a severidade do rechupe tende a diminuir. Consequentemente, as moldações com maiores durezas, são menos susceptíveis de movimento devido a esforços provenientes da entrada do metal ou da sua expansão quando este solidifica.

## Magnésio

A influência do magnésio é um facto muito conhecido [2]. Ao aumento do teor de magnésio corresponde uma maior probabilidade de aparecimento do rechupe, o que pode ser observado no gráfico 4.

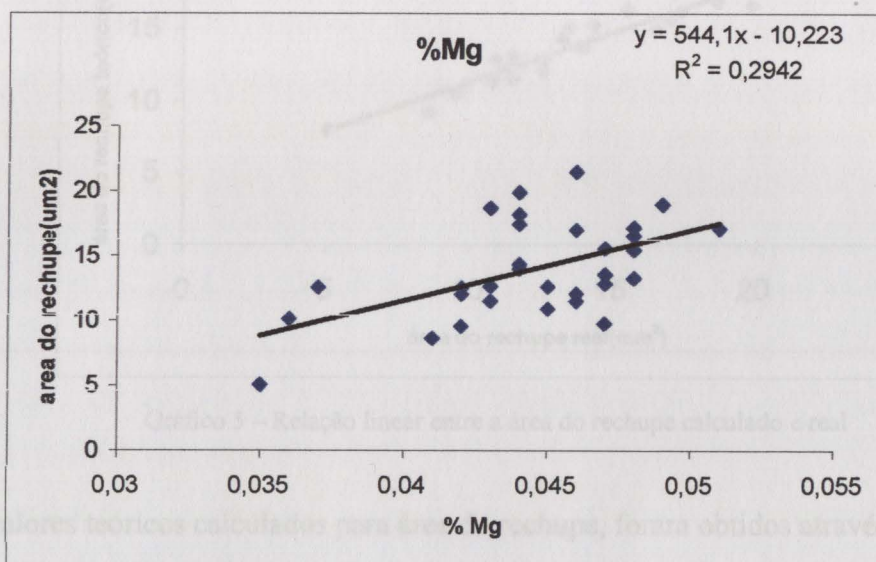


Gráfico 4 – Correlação linear entre a % de Magnésio e a área do rechupe

É já sabido que, o magnésio é um modificador da forma da grafite. Este, liga-se ao enxofre promovendo o óxido de sulfureto de magnésio, que por sua vez promove a formação de germens de grafite. No entanto, no caso de este se encontrar em excesso, o excedente vai actuar no banho de forma a aumentar fortemente a tensão interfacial entre o banho e a grafite. Esta situação leva à precipitação da grafite esferoidal.

Quando o teor de magnésio ultrapassa um dado limite, existe o perigo de provocar a precipitação de carbonetos. Estes, por seu lado, andam associados a uma contracção específica superior e por esse meio, quando em excesso, associados a rechupe.

Na relação obtida para a previsão do rechupe, o magnésio é uma das variáveis mais importantes (exercendo muito peso na relação), independentemente da sua influência directa ou indirecta.

Correlacionando as variáveis acima referidas, conseguiu-se antecipar a presença e severidade do rechupe e microrrechupe. De salientar que, algumas variáveis têm mais influência para esta previsão do que outras. Mas, apenas a correlação entre elas possibilita a

previsão com alguma precisão deste defeito, muito comum nas fundições. O gráfico seguinte relaciona os rechupes real e calculado (gráfico 5).

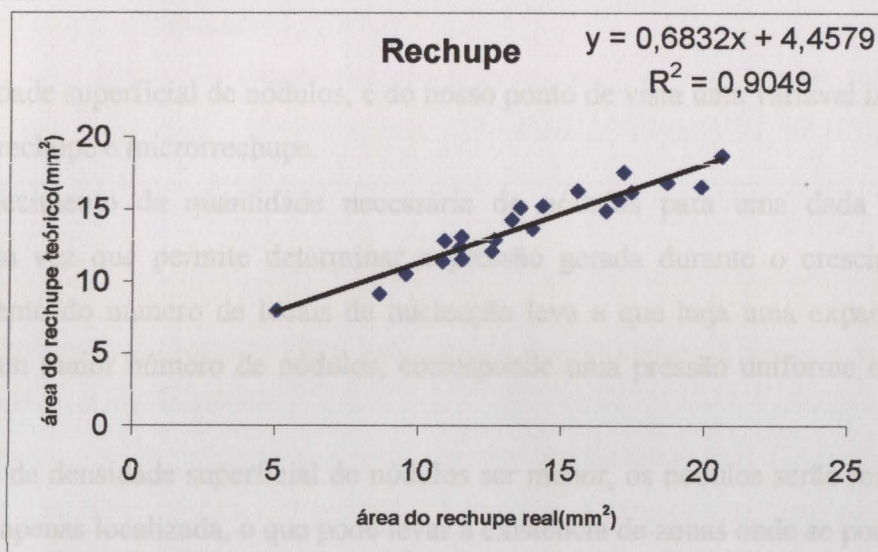


Gráfico 5 – Relação linear entre a área do rechupe calculado e real

Os valores teóricos calculados para área do rechupe, foram obtidos através da seguinte fórmula:

$$\begin{aligned} \text{árearechupe} = & -1,115 * \text{durAreia} + 266,211 * \%Mg + 0.126 * \text{dureutético} \\ & - 0.152 * \text{velTEU} + 21,004 \end{aligned}$$

Onde:

- *durAreia* – dureza da areia;
- *%Mg* – percentagem de magnésio;
- *dureutético* – duração da reacção eutética;
- *velTEU* – velocidade média de arrefecimento imediatamente antes de TEU

## DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE SUPERFICIAL DE NÓDULOS

A densidade superficial de nódulos, é do nosso ponto de vista uma variável importante na previsão do rechupe e microrrechupe.

O conhecimento da quantidade necessária de nódulos para uma dada secção é importante, uma vez que permite determinar a pressão gerada durante o crescimento da grafite. O aumento do número de locais de nucleação leva a que haja uma expansão mais eficaz, pois a um maior número de nódulos, corresponde uma pressão uniforme em toda a peça.

No caso da densidade superficial de nódulos ser menor, os nódulos serão maiores e a sua expansão é apenas localizada, o que pode levar à existência de zonas onde se poderá fazer sentir a presença de rechupe ou microrrechupe. Nesta situação, a probabilidade de haver rechupe ou microrrechupe é maior.

No gráfico 6, é evidenciada a diminuição da tendência ao microrrechupe com o aumento da densidade de nódulos.

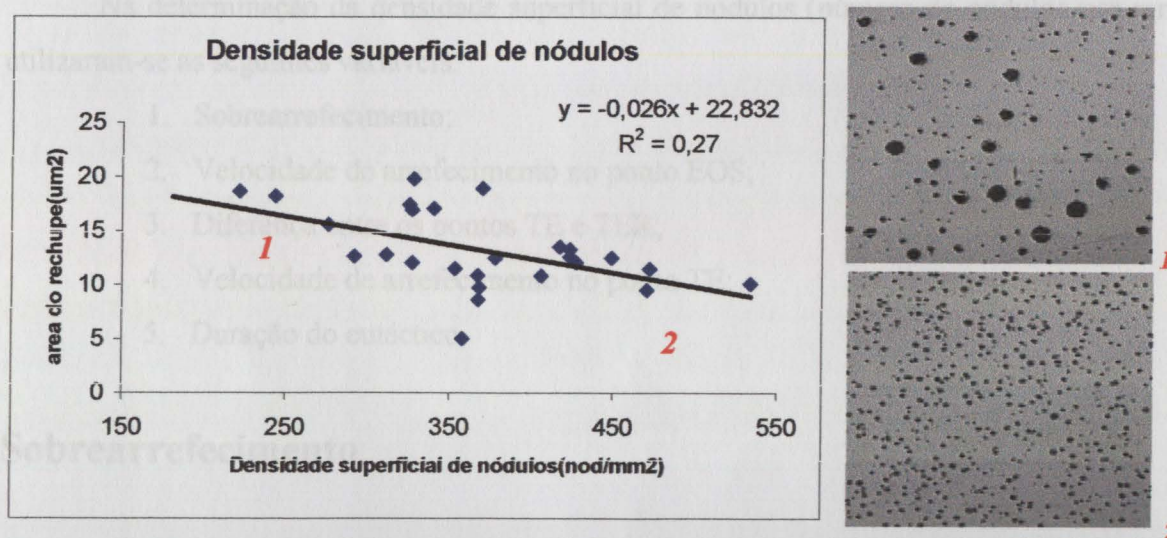


Gráfico 6 – Relação linear entre a densidade superficial de nódulos e a área do rechupe

A densidade superficial de nódulos, não é integrada na correlação da previsão do rechupe e microrrechupe, uma vez que a sua influência é tão grande como a influência da

variável de menor peso para a correlação (“duração do eutético”). No entanto a adição de mais esta variável para a correlação mostrou-se ineficaz, pois a correlação manteve-se com um  $R^2$  muito semelhante. Isto acontece pois uma das variáveis para a previsão da densidade superficial de nódulos é a “duração do eutético”.

Optou-se por utilizar a variável “duração do eutético” (variável obtida pelas curvas de análise térmica), pois para a determinação da densidade superficial de nódulos seria necessário optar por duas vias. A primeira seria fazer uma análise microestrutural, sendo esta destrutiva e demorosa para a previsão da presença do microrrechupe. A segunda seria utilizando a técnica de análise térmica descrita neste trabalho. No caso de se optar pela segunda, a determinação do rechupe seria feita através de um maior número de variáveis, o que levaria a maiores erros de cálculo.

Foi possível através da análise térmica antever a densidade superficial de nódulos, utilizando dados da análise térmica e dos teores de inoculante adicionados à colher. Como se poderá ver através do gráfico 12 (posteriormente apresentado), onde se compara a densidade superficial de nódulos teórica com a real, conseguiu-se obter uma relação com um  $R^2$  de 72,6%, através de cinco variáveis utilizando apenas valores obtidos da análise térmica.

No entanto, a relação obtida, não foi tão explícita como a encontrada para a previsão da presença do rechupe e microrrechupe.

Na determinação da densidade superficial de nódulos (número de nódulos por  $\text{mm}^2$ ) utilizaram-se as seguintes variáveis:

1. Sobrearrefecimento;
2. Velocidade de arrefecimento no ponto EOS;
3. Diferença entre os pontos TE e TER;
4. Velocidade de arrefecimento no ponto TE;
5. Duração do eutético.

## Sobrearrefecimento

O sobrearrefecimento é definido pela diferença entre TEU e TE. O que seria de esperar para esta variável, era de que para sobrearrefecimentos crescentes o número de locais para nucleação aumenta. Isto é devido, ao número de locais estáveis para a germinação da grafite ser maior. Assim sendo, o raio crítico para que um núcleo se torne estável e se

desenvolva num nódulo de grafite é menor. Como se observa no gráfico 7, à medida que o sobreaquecimento aumenta o número de nódulos também aumenta.

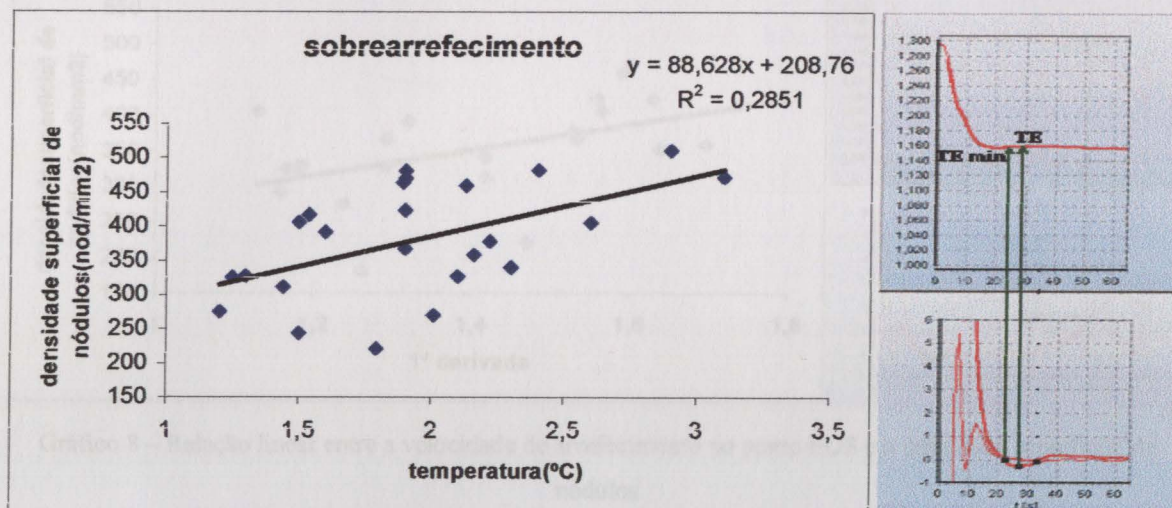


Gráfico 7 – Relação linear entre o sobreaquecimento e a densidade superficial de nódulos

## Velocidade de arrefecimento no ponto EOS

A rapidez com que o crescimento da grafite cessa está também relacionada com o número de nódulos. Isto pode ser medido pelo declive da curva de arrefecimento à medida que esta se aproxima do fim do arrefecimento (EOF). Matematicamente, coincide com um ponto da primeira derivada que é determinado pelo mínimo da segunda derivada imediatamente antes do ponto EOF ou seja, correspondendo ao ponto EOS.

Com uma alta densidade de nódulos e, por consequência, uma pequena distância entre eles, o fim do crescimento da grafite é um máximo pronunciado na primeira derivada da curva de solidificação. Menor número de nódulos resulta no aumento do seu tamanho médio bem como o espaçamento entre eles<sup>[3]</sup>.

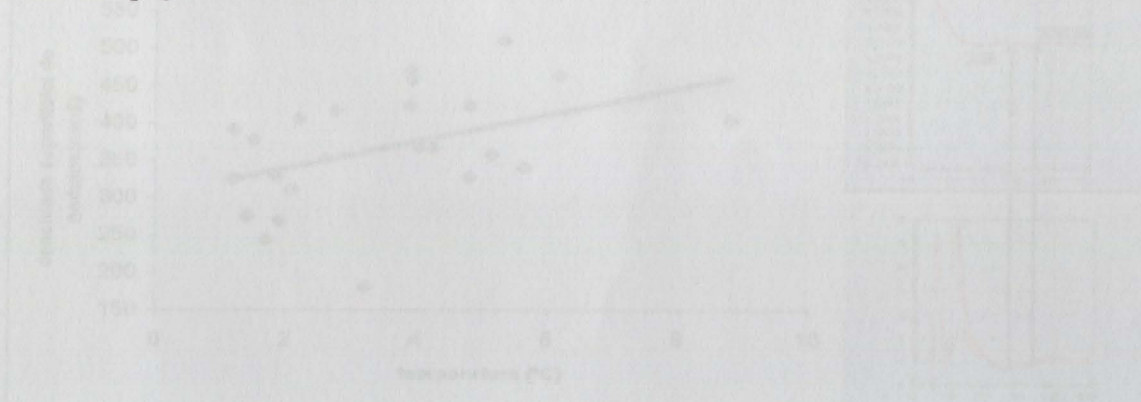


Gráfico 9 – Relação linear entre a diferença entre TE e TEK e a densidade superficial de nódulos

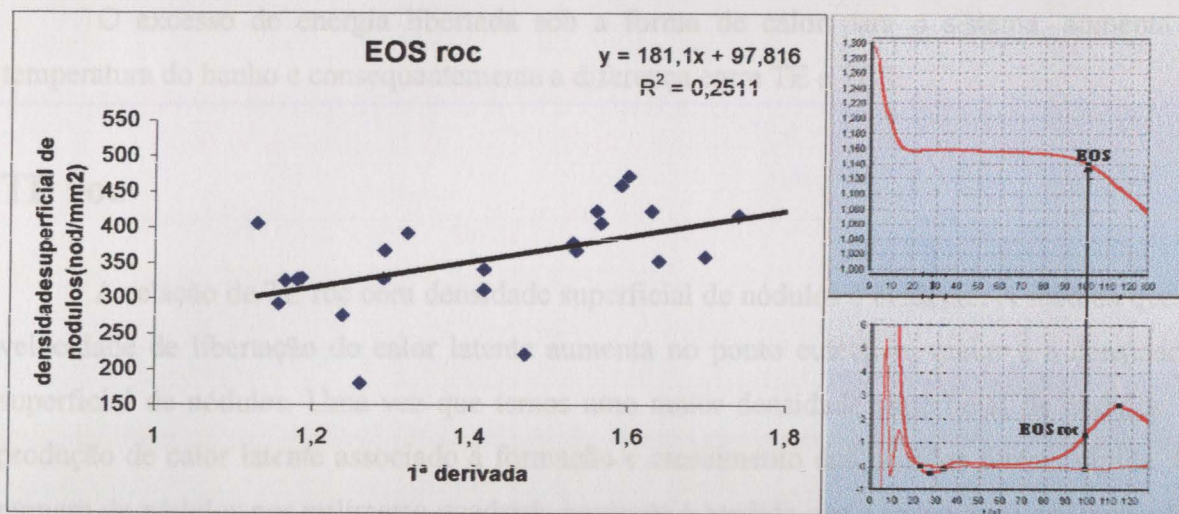


Gráfico 8 – Relação linear entre a velocidade de arrefecimento no ponto EOS e a densidade superficial de nódulos

Como se pode observar no gráfico 8, a uma densidade superficial de nódulos elevada, correspondem valores da derivada no ponto EOS também elevados, confirmando, o que foi anteriormente enunciado.

## Diferença entre TE e TER

Esta medida pode ser considerada como a diferença entre o sobrearrefecimento e a recalescência. Esta diferença é uma medida da energia libertada pela formação e crescimento dos nódulos de grafite. Quanto maior é a diferença entre TE e TER, maior é o número de nódulos, como se pode constatar no gráfico 9.

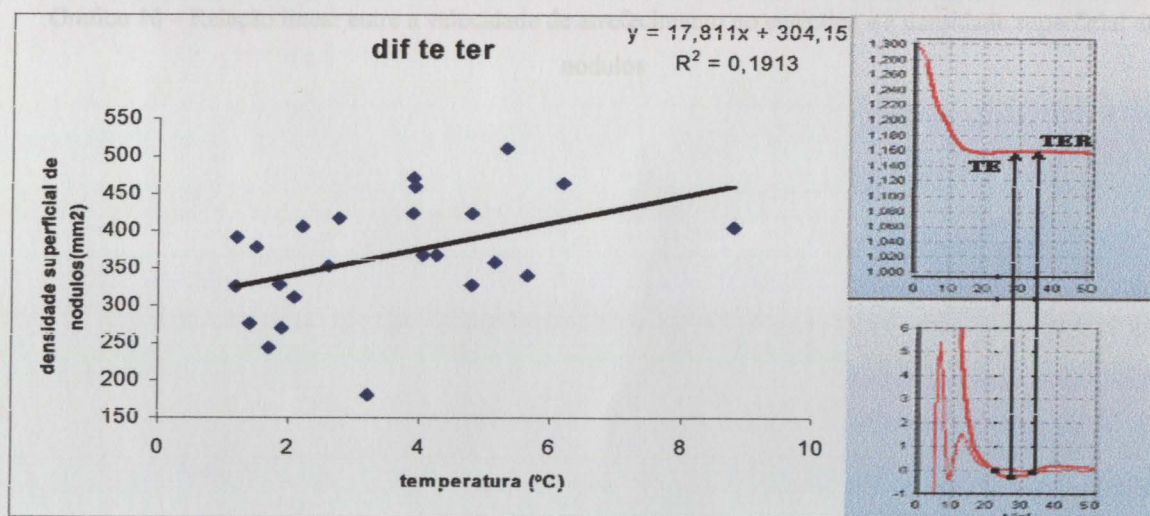


Gráfico 9 – Relação linear entre a diferença entre TE e TER e a densidade superficial de nódulos

O excesso de energia libertada sob a forma de calor para o sistema, aumenta a temperatura do banho e consequentemente a diferença entre TE e TER.

## TE roc

A relação de TE roc com densidade superficial de nódulos é evidente. À medida que a velocidade de libertação do calor latente aumenta no ponto eutético, maior é a densidade superficial de nódulos. Uma vez que temos uma maior densidade superficial de nódulos, a produção de calor latente associado à formação e crescimento dos nódulos é mais rápida. O número de nódulos por milímetro quadrado aumenta à medida que a velocidade de libertação de calor latente aumenta no ponto eutético.

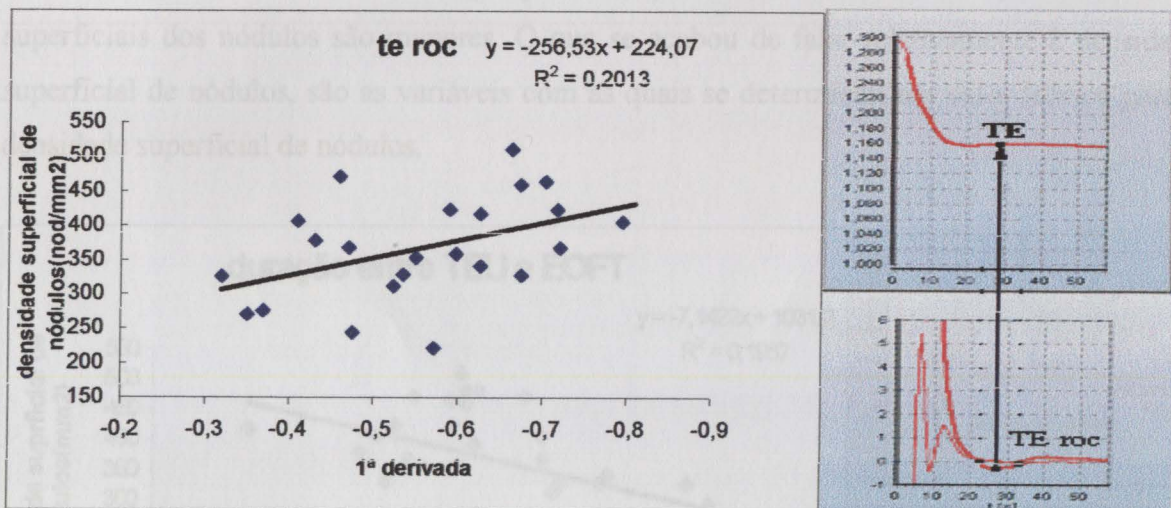


Gráfico 10 – Relação linear entre a velocidade de arrefecimento no eutético e a densidade superficial de nódulos

## Tempo de duração entre TEU e EOFT

Esta medida representa a duração desde a temperatura do eutético mínimo até ao final da solidificação, isto é, trata-se da duração do eutético.

Como se sabe, um número pequeno de nódulos implica que o seu tamanho muito provavelmente irá ser maior. No entanto, para eles serem maiores as distâncias de difusão terão também de ser maiores, uma vez que as distâncias entre nódulos também são grandes. Assim sendo, uma grande quantidade de nódulos implica uma menor duração do patamar eutético, uma vez que existe uma maior quantidade de nódulos e consequentemente distâncias de difusão menores. Isto implica menor tempo de difusão.

No gráfico 11, verifica-se que para durações do eutético maiores, as densidades superficiais dos nódulos são menores. O que se acabou de falar relativamente à densidade superficial de nódulos, são as variáveis com as quais se determinou um valor teórico para a densidade superficial de nódulos.

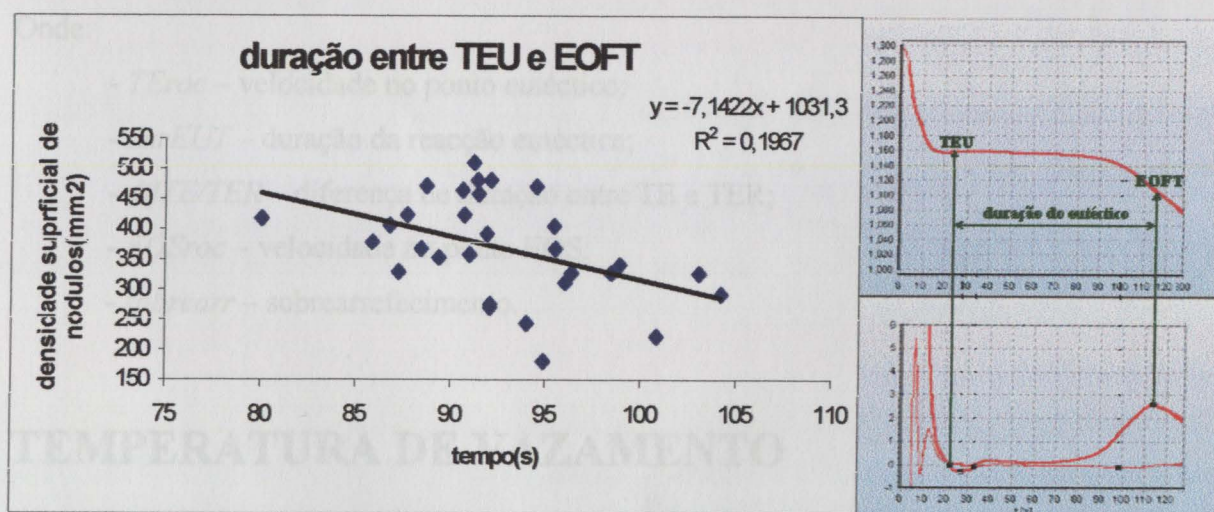


Gráfico 11 – Relação linear entre a duração do eutético e a densidade superficial de nódulos

O gráfico abaixo (gráfico 12) compara o valor real com o valor calculado da densidade superficial de nódulos.

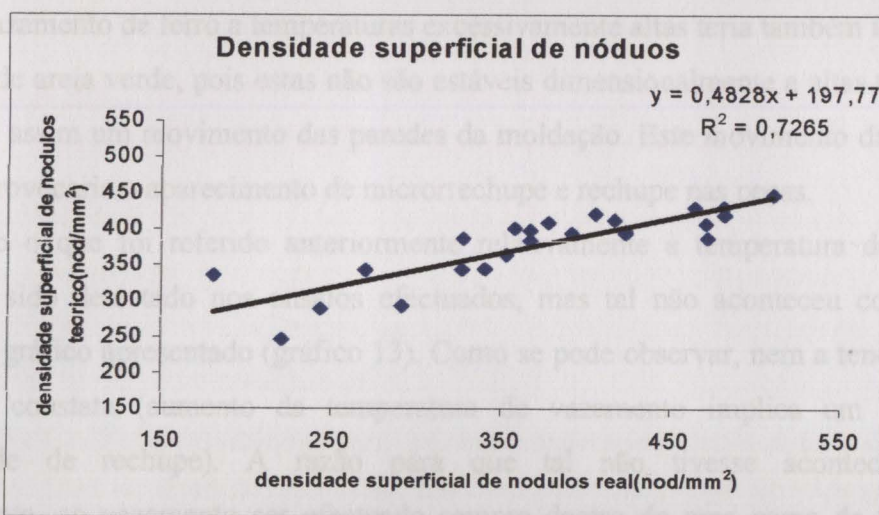


Gráfico 12 – Relação linear entre a densidade superficial de nódulos real e a calculada

Os valores calculados para a determinação da densidade superficial de nódulos, foram obtidos segundo a seguinte formula linear encontrada:

$$\text{DensidadeNod} = 437,832 * TE_{roc} - 12,290 * dur_{EUT} + 40,384 * dif_{TE} / TER - 112,447 * EOS_{roc} + 12,881 * sobrearr + 1735,025$$

Onde:

- $TE_{roc}$  – velocidade no ponto eutético;
- $dur_{EUT}$  – duração da reacção eutética;
- $dif_{TE} / TER$  – diferença de duração entre TE e TER;
- $EOS_{roc}$  – velocidade no ponto EOS;
- $sobrearr$  – sobrearrefecimento.

## TEMPERATURA DE VAZAMENTO

A temperatura de vazamento, como seria de esperar, deveria exercer grande influência nos resultados, no entanto tal não acontece.

O enchimento de uma moldação com ferro a temperaturas excessivamente altas faria com que houvesse falta de material durante a solidificação, pois a quantidade de metal vazado não seria suficiente para compensar a contracção deste. Neste caso, o aparecimento de microrrechupe e rechupe seria inevitável.

O vazamento de ferro a temperaturas excessivamente altas teria também influência nas moldações de areia verde, pois estas não são estáveis dimensionalmente a altas temperaturas, provocando assim um movimento das paredes da moldação. Este movimento das paredes da moldação provocaria o aparecimento de microrrechupe e rechupe nas peças.

Tudo o que foi referido anteriormente relativamente à temperatura de vazamento deveria ter sido detectado nos ensaios efectuados, mas tal não aconteceu como se pode verificar no gráfico apresentado (gráfico 13). Como se pode observar, nem a tendência acima referida se constata (aumento da temperatura de vazamento implica um aumento da probabilidade de rechupe). A razão para que tal não tivesse acontecido deve-se essencialmente, ao vazamento ser efectuado sempre dentro de uma gama de temperaturas específica para determinadas peças. Esta gama de temperaturas é determinada de acordo com, a massa vazada e ensaios efectuados com o objectivo de a determinar onde os defeitos devido à temperatura fossem minimizados ou eliminados. Desta forma, cada peça possui uma determinada gama de temperaturas.

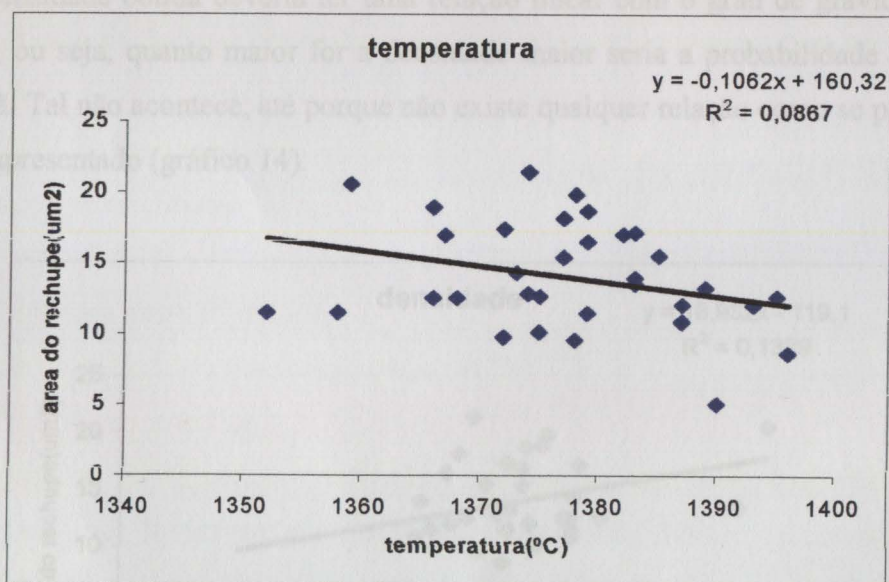


Gráfico 13 – Relação linear entre a temperatura de vazamento e a área do rechupe

## DENSIDADE

A possibilidade da determinação do rechupe e microrrechupe através da densidade traria grandes vantagens relativamente a tempo de trabalho despendido e desgaste de ferramentas. Esta é uma técnica usada com grande fiabilidade em fundidos de alumínio. No caso dos ferros fundidos esta técnica é impraticável.

A estrutura do ferro fundido no que se refere às densidades não é a mesma, o mesmo não acontece com os fundidos de alumínio, pois as fases que se formam durante a solidificação (ex. grafite) têm densidades diferentes.

A impulsão para um dado volume de ferro fundido irá variar de acordo com a estrutura deste. É também importante referir, que a impulsão é menor caso o carbono esteja na matriz do que no caso do caso do carbono estar precipitado em forma de grafite, devido à densidade destes.

A densidade obtida deveria ter uma relação linear com o grau de gravidade rechupe encontrado, ou seja, quanto maior for a densidade maior seria a probabilidade de encontrar uma peça sã. Tal não acontece, até porque não existe qualquer relação como se pode observar no gráfico apresentado (gráfico 14).

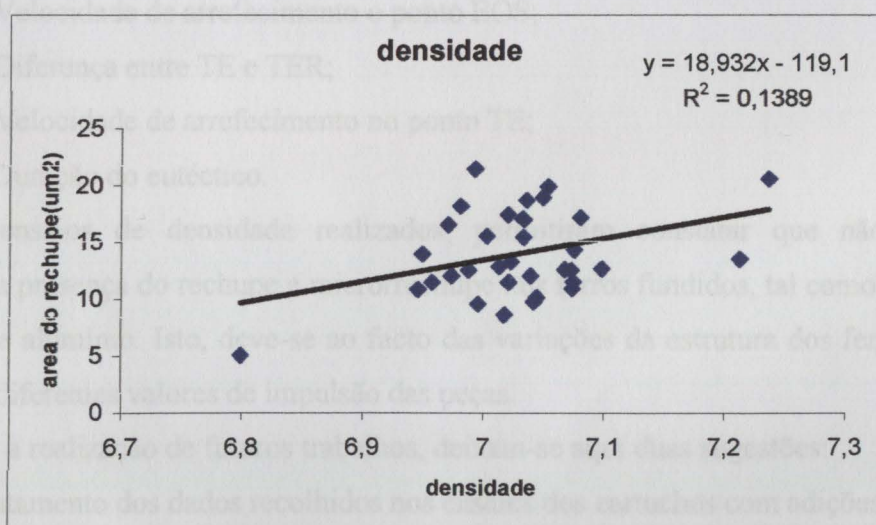


Gráfico 14 – Relação linear entre a temperatura de vazamento e a área do rechupe.

## CONCLUSÃO

A realização deste trabalho permitiu identificar e correlacionar as principais variáveis, que influenciam directamente a presença do rechupe e microrrechupe.

Destacaram-se como variáveis do processo:

- Dureza da moldação;
- Magnésio;

E, como variáveis resultantes da análise térmica:

- Velocidade de arrefecimento imediatamente antes do eutético mínimo;
- Duração do eutético.

A presença do rechupe e microrrechupe, é resultado da interacção entre diversas variáveis e não dos efeitos isolados.

No decorrer deste trabalho, foi também possível antever a densidade superficial de nódulos, com recurso da análise térmica. Esta variável pode funcionar como um indicador da estrutura do ferro fundido, bem como confirmação da sanidade.

As variáveis mais relevantes encontradas foram:

1. Sobrearrefecimento;
2. Velocidade de arrefecimento o ponto EOS;
3. Diferença entre TE e TER;
4. Velocidade de arrefecimento no ponto TE;
5. Duração do eutético.

Os ensaios de densidade realizados, permitiram constatar que não é possível determinar a presença do rechupe e microrrechupe nos ferros fundidos, tal como acontece nas fundições de alumínio. Isto, deve-se ao facto das variações da estrutura dos ferros fundidos, originarem diferentes valores de impulsão das peças.

Para a realização de futuros trabalhos, deixam-se aqui duas sugestões:

- O tratamento dos dados recolhidos nos ensaios dos cartuchos com adições;
- A análise do ferro base, função dos resultados obtidos pela técnica da análise térmica;

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] Casting, ASM Handbook, Volume 15.

[2] Hummer, R. “*Relationship between cooling and dilatation curves of ductile-iron melts and their shrinkage tendency*”, Austrian Foundry Institute, Austria.

[3] Sparkman, David “*The thermal analysis of ductile iron*”, Metal Asia, April 1998.

# **ANEXO 1**

## DENSIDADE

O valor da densidade das peças e cartuchos (desmoldados) foram calculados da seguinte forma:

$$D = [\rho_{\text{álcool}} * (m_1 / (m_1 - m_2))]$$

D – densidade (peça ou cartucho desmoldado);

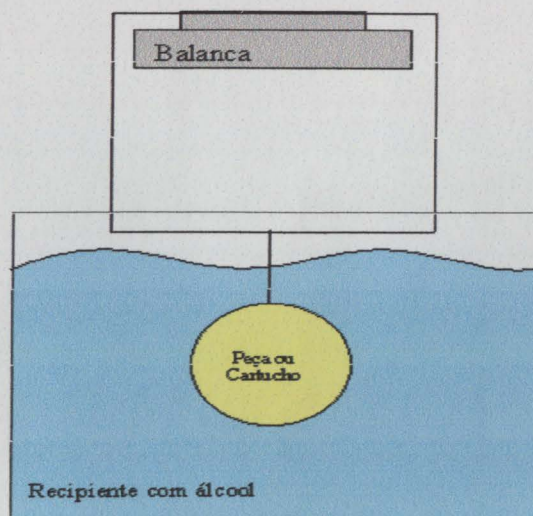
$\rho_{\text{álcool}}$  – densidade volúmica;

$m_1$  – massa da peça ou cartucho desmoldado depois de imerso em álcool;

$m_2$  – massa da peça ou cartucho desmoldado.

Para o cálculo destas variáveis foram seguidos alguns passos:

- pesagem das peças e cartuchos desmoldados numa balança ( $m_2$ );
- pesagem das peças e cartuchos desmoldados numa balança (suspensa e nivelada), depois destes estarem imersos em álcool ( $m_1$ ), com representado no esquema.





FACULDADE DE ENGENHARIA  
UNIVERSIDADE DO PORTO

BIBLIOTECA



0000090198