

n.º 1 / 2000

Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

RELATÓRIO DE ESTÁGIO

***"Avaliação do potencial da Análise Térmica como
ferramenta de controlo
microestrutural na fundição"***

Bruno Filipe Bronze da Silva
1999/2000

Orientadores:

Engº Silva Ribeiro (F.E.U.P.)
Engº Francisco Belchior (PortCast, S.A.)

669(047.3)
LEMM 1999/SILb

Cast



Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

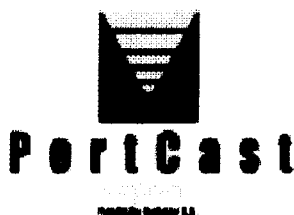
RELATÓRIO DE ESTÁGIO

***"Avaliação do potencial da Análise Térmica como
ferramenta de controlo
microestrutural na fundição"***

Bruno Filipe Bronze da Silva
1999/2000

Orientadores:

Eng^o Silva Ribeiro (F.E.U.P.)
Eng^o Francisco Belchior (PortCast, S.A.)



669(047.3)/LEMM 1999/5122

Universidade do Porto	
Faculdade de Engenharia	
Biblioteca	
Nº	88364
CDU	
Data	23 / 04 / 2007

Índice

Agradecimentos.....	2
I – Objectivo.....	3
II - Introdução Teórica.....	4
III – Análise Térmica como Ferramenta de Previsão da Microestrutura.....	7
a) Como se usa;.....	7
b) Factores de processamento;.....	9
c) Parâmetros;.....	10
IV – Cuidados a Ter.....	12
V – Fluxograma de Processamento.....	13
VI – Resultados Experimentais.....	16
VII – Discussão e Conclusão.....	23
Anexos.....	26

Agradecimentos

Com a realização deste trabalho/estágio fico em “divida” para com uma série de pessoas que, quer directa ou indirectamente, me proporcionaram uma excelente oportunidade quer profissional, quer pessoal; pelo que passo de seguida a expressar o meu mais sincero agradecimento.

Eng.º Silva Ribeiro

Eng.º Francisco Belchior

E ainda...

Eng.º Amadeu Palhares

Sr. David Monteiro

Eng.º Jaime Seoane

D. Georgina

Martinho Gonçalves

Susana Neves

Vergilia

Marta Coelho

Eng^a Cecília Antunes

Eng^a Cristina Monteiro

Pessoal do Sector da Fusão

Sr. Paulo Silva

Sr. Amaral

Sr. Macieira

Sr. Oliveira

Pessoal do Sector de Engenharia do Produto

Pessoal da mK4

Vilela

Laboratório de Controlo Metalúrgico

D. Nina Maio

Sr. Emidio

D. Fátima Ramalho

...e um especial agradecimento..

...à minha mãe, ao meu irmão Helder...

...e à minha namorada Rosário.

I - Objectivo

Este trabalho segue-se ao realizado durante o seminário, durante o qual se afinou alguns pormenores de funcionamento e se preparou o equipamento de análise térmica para o trabalho relativo à previsão microestrutural que foi realizado no Estágio.

O objectivo deste trabalho consistiu na avaliação do potencial da análise térmica, realizada com cartuchos sem qualquer pintura, aplicado à previsão microestrutural de banhos de nodular, como ferramenta expedita de antecipação da qualidade dos banhos.

As vertentes abordadas foram três:

- 1) previsão da microestrutura em bruto após nodularização;
- 2) a análise da influência de alguns possíveis elementos residuais;
- 3) eficácia do tratamento de nodularização.

II - Introdução Teórica

A análise térmica reveste-se de primordial importância nos dias de hoje no controlo da produção de ferro fundido. A sua aplicação pode fazer-se sob duas vertentes: previsão da composição química e a antecipação da microestrutura em bruto de fundição.

Na empresa *PortCast, Fundição Nodular S.A.*, e mais concretamente no sector da fusão, a implementação do referido aparelho trouxe um aumento de rendimento na ordem dos 30%, pelo que fez em pouco mais de 3 meses passar a fasquia de 180 Ton./dia de metal base fundido para os 260 Ton./dia de metal base fundido. Antes do aumento, o controlo da composição química era feito através da análise espectrométrica. Este procedimento fazia despendar o triplo do tempo que o actualmente gasto em análise térmica, uma vez que era necessário enviar uma amostra para o laboratório (15 min. aproximadamente), aonde se iriam juntar outras amostras dos vazamentos realizados nas três linhas da produção. Neste momento e, com a análise térmica, é possível realizar correcções ao banho quase de imediato, sendo apenas necessário esperar o tempo de duração da análise térmica (5,5 min.).

No entanto, outros problemas se levantaram nomeadamente o facto de, num dia para o outro e sem haver alteração na composição química de dois banhos, aparentemente idênticos, o primeiro não apresentar qualquer tipo de problema enquanto que o segundo banho dá lugar a uma taxa de refugo elevadíssima (microrechupes, carbonetos, “inverse chill”, fractura plana, etc.).

A bibliografia refere que através do estudo das curvas de arrefecimento, obtidas por análise térmica, é possível verificar o comportamento de um determinado banho durante o arrefecimento e, compreender o mecanismo de solidificação para posteriormente tentar antecipar a microestrutura final de solidificação¹.

Estudos idênticos foram realizados por outros autores tais como R. W. Heine¹, L.E. Menawati¹, Carl R. Loper¹, G.R. Strong² além de empresas responsáveis por equipamentos de análise térmica sendo MeltLab by FIS³, NovaCast³, +GF+³, Electronite⁴, etc..

¹ Heine, R.W.; Menawatti, L.E.; Loper, Carl R.; Relationship of gray iron Macro-Microstructure to cooling curves; AFS Transactions, [83-94].

² Strong, G.R.; Thermal analysis as a ductile iron molten metal processing evaluating tool; AFS Transactions.

³ Sparman, David; The thermal analysis of ductile iron; Foundryma Information Systems; 1997.

⁴ Van der Perre, Ir. W.; Thermal analysis-Principles and Applications; Electro-Nite Belgium.

No entanto, estes estudos, não poderão ser aplicados directamente na *PortCast* devido à especificidade de condições de elaboração e, por sua vez, de variáveis intervenientes no processo de fabrico, uma vez que cada fundição deverá particularizar o estudo para as suas condições de elaboração (sucatas, composições químicas de trabalho, gamas de temperaturas, aditivos e respectivos rendimentos e composição, práticas de elaboração, revestimento dos fornos, etc.) e o próprio processamento do banho.

Para se tentar estabelecer a relação pretendida, entre a curva de arrefecimento, obtida por análise térmica, e a microestrutura, há que compreender que fenómenos ocorrem ou poderão ocorrer e como se revelam numa curva de arrefecimento.

Assim, e numa curva típica de arrefecimento de um ferro fundido cinzento, há duas inflexões visíveis, inicialmente e de menor proeminência temporal, encontramos uma paragem no arrefecimento sofrendo mesmo uma pequena elevação da temperatura correspondente à linha de liquidus no diagrama de equilíbrio. A primeira fase a germinar é a austenite (nos ferros fundidos hipoeutéticos, e grafite nos hipereutéticos), onde de seguida prossegue o arrefecimento com o crescimento dessa fase, no seio do banho.

A segunda inflexão visível, e de maior duração, encontra-se a uma temperatura inferior e corresponde à reacção eutética. É visível o sobrearrefecimento seguido de recalescência e por fim o arrefecimento prossegue de forma mais acentuada a que corresponderá ao fim a solidificação, como se assinala na *Fig. 1*.

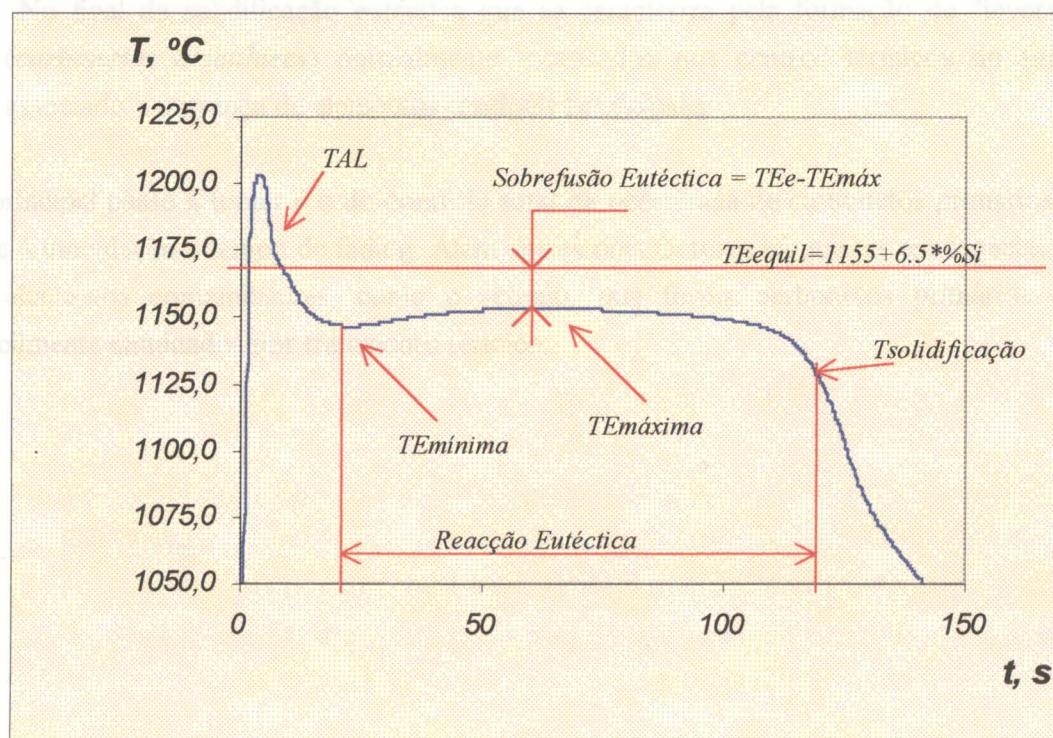


Fig. 1 – Curva de arrefecimento de um ferro nodular hipereutético.

No processo de solidificação de um ferro fundido cinzento hipoeutético resultam dendrites primárias de austenite seguidas de crescimento de células eutéticas entre os "braços" das dendrites primárias. Se a composição está próxima da eutética, as dendrites primárias de austenite serão pouco desenvolvidas.

O ferro fundido nodular é particularmente susceptível à formação de carbonetos primários durante a solidificação. Primeiro, porque o nodularizante é carborígeno e, depois, porque o início da reacção eutética se processa com uma sobrefusão apreciável.

Outro factor importante é o teor em enxofre (S), que é propositadamente reduzido abaixo dos 0,02%, para evitar consumir Mg na dessulfuração. Por conseguinte, a inoculação é crucial na obtenção do ferro nodular livre de carbonetos. Mesmo após uma inoculação, aparentemente correcta, pode haver desvanecimento do inoculante, que se traduz pelo aparecimento de carbonetos primários.

Os carbonetos podem aparecer:

- (a) No início da reacção eutética, que se detecta por análise térmica quando $TE_{mínima}$ vem abaixo da TE início de precipitação cementite, com a formação de carbonetos em *placas* (em composições, locais ou globais, hipereutéticas) ou de ledeburite (para o eutético metaestável);
- (b) No final da solidificação eutética que se caracteriza pela formação de "inverse chill" (*carbonetos aciculares*) normalmente localizados nos centros térmicos do fundido e associado à presença de elementos residuais perniciosos.

O principal passo a tomar é o do controlo total da ocorrência de carbonetos primários no que toca à inoculação e tempo de fading. Além destes dois factores há que ter em especial atenção os elementos contaminantes, como o crómio, que forma carbonetos primários estáveis dificilmente eliminados por tratamento térmico.

III – Análise Térmica como ferramenta de previsão da microestrutura

a) Como se Usa

A análise térmica é uma das principais ferramentas de estudo experimental no controlo de produção de ferro fundido. Assim, a análise térmica não é mais do que o traçado de curvas de arrefecimento que registam a variação da temperatura em função do tempo. Estas curvas de arrefecimento permitem determinar a % de CE, a partir do qual se calculam os teores de Si e C, conforme o estudo desenvolvido no âmbito do seminário.

Durante esse mesmo trabalho, foram determinadas, para os dois graus de ferro nodular em produção (GGG 40 e 55), as relações que permitiram afinar e preparar o equipamento de análise térmica para a realização deste estágio.

Assim, as equações que relacionam a TAL (temperatura de liquidus da austenite) e a % de CEL (carbono equivalente liquidus) são:

N 40.1 (GGG 40):

$$TAL = 1639,8 - 113,38 * CEL$$

N55.1 (GGG 55):

$$TAL = 1762,2 - 144,51 * CEL$$

Relativamente à relação entre a Teut e a % Si ficou provado na prática, a equação descrita na bibliografia⁵ como a de maior expressão na prática industrial. Sendo:

$$T_{eut} = 1104 + 9,8 * (\% C - 1,23 * \% Si)$$

Uma curva de arrefecimento contém todos os dados relativos à solidificação do metal, uma vez que a curva dá a indicação das transformações típicas para o metal em estudo. No entanto, uma curva de arrefecimento não é mais que o balanço térmico entre a velocidade de libertação de calor da amostra e a capacidade de absorção do calor pelo meio envolvente. Assim a curva

⁵ Heine, R.W.; Barton, J. E.; " Eutectic Solidification of White Iron and Its Effects on Malleable Iron Castings"; AFS Transactions; 77.

de arrefecimento de uma amostra metálica transcreve o balanço entre o calor libertado por ela e o absorvido pelo ambiente.

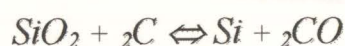
O calor libertado pela amostra tem dois componentes: o calor latente de solidificação e de outra qualquer reacção de transformação e o calor sensível. Este por sua vez tem duas parcelas: a do estado sólido e a do estado líquido.

Em condições de elaboração fixas, e com a ajuda da metalografia, poder-se-á estabelecer qual a situação normal de trabalho, ou a condição ideal em termos de microestrutura pretendida. Assim, por exemplo, se durante um ensaio de análise térmica, caso a curva de arrefecimento descreva uma trajectória diferente à padrão, conjuntamente à quantidade de calor libertado, estaremos aptos a prever a microestrutura de solidificação do banho em análise.

Os parâmetros da curva essenciais à previsão da microestrutura são a existência de inflexão correspondente à TAL (temperatura de liquidus da austenite)(o que nos permite concluir quanto à gama de composição química, hipo ou hipereutético), “profundidade” do sobrearrefecimento (TEU - temperatura eutética mínima), temperatura eutética máxima (TER), grau de recalescência, e a temperatura a que ocorre o fim da solidificação, assim como as extensão da reacção eutética.

b) Factores de Processamento

É de há muito reconhecido que existe hereditariedade na utilização de cargas com carbono livre. Esta observação corrobora o ponto de vista de que o melhor germinante da grafite é a própria grafite. Assim, as cargas à base de retornos e lingote serão potencialmente melhores que as que incorporam em predominância sucata de aço. Contudo, à medida que o banho permanece em condições de *sobreaquecimento*, a grafite dissolve-se e deixa de funcionar como germen. Essa velocidade de desvanecimento é tanto maior quanto **menor** o teor em enxofre no banho, **maior** o tempo acima da temperatura de reversão da reacção⁶:



Na figura seguinte poder-se-á facilmente determinar, com base na composição química alvo do forno de manutenção, a respectiva temperatura de reversão.

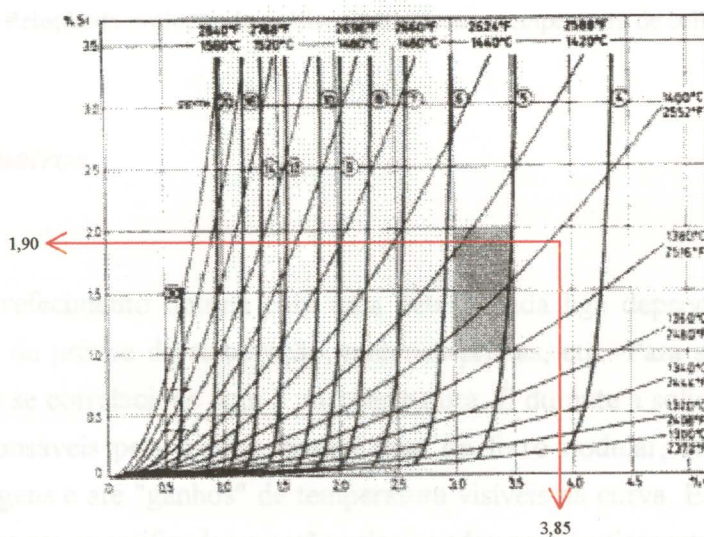


Fig. 2 – Condições químicas e térmicas que definem as temperaturas de reversão.

Uma vez que a análise térmica é um balanço térmico entre o calor libertado e o absorvido pelo meio, a *temperatura de colheita da amostra* tem um papel importante na reprodutibilidade dos ensaios e para uma avaliação mais correcta dos resultados. Tal pode ser confirmado pelo exemplo seguinte (Fig. 3), onde foram realizadas três análises térmicas a um banho cinzento, a três temperaturas distintas (1352, 1383 e 1422°C).

⁶ Silva Ribeiro, C. A.; Apontamentos da Disciplina de Fundição II; F.E.U.P.; [1-21]; 1999/2000.

Assim, pode-se constatar que, a uma temperatura de colheita superior está associada uma maior extensão da reacção eutética, assim como, o sobrearrefecimento ocorre mais tarde.

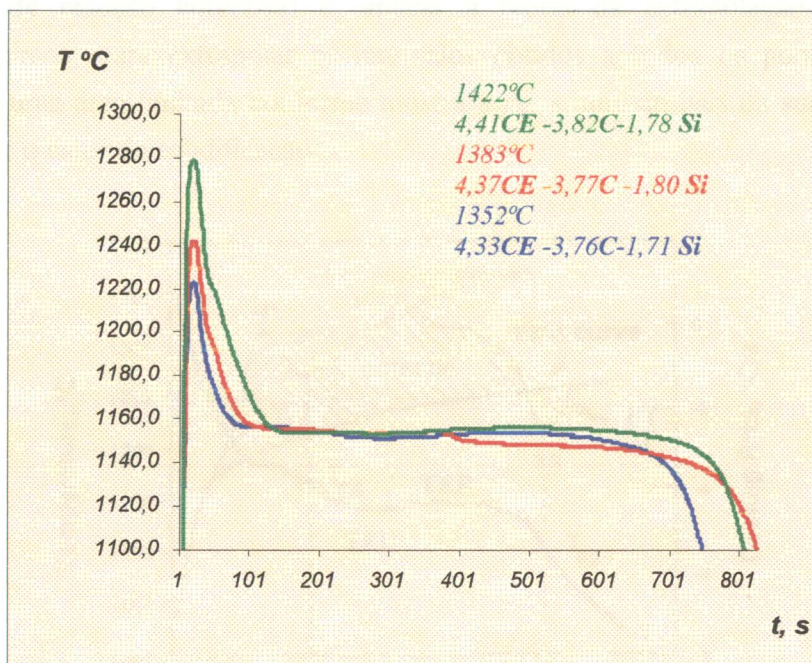


Fig. 3 – Relação da evolução da análise térmica com a temperatura de colheita das amostras.

c) Parâmetros

A curva de arrefecimento óptima para uma determinada liga depende, como já foi referido anteriormente, da prática de elaboração, matérias-primas, etc.. Para se identificar como tal, é necessário que se correlacione com a microestrutura. É durante a solidificação que ocorrem as reacções responsáveis pela microestrutura final do ferro nodular, em que se traduzirão em pequenas paragens e até "ganhos" de temperatura visíveis na curva. Estas "anomalias" visíveis na curva podem ser quantificadas e então relacionadas com a microestrutura.

Através da **primeira derivada** da curva de arrefecimento, conseguimos obter a taxa de arrefecimento em cada instante da solidificação assim como a sua evolução. A partir da realização de uma curva, que simula o arrefecimento de um corpo neutro (um corpo que não sofre qualquer transformação de fase, desde o estado líquido ao estado sólido, durante o arrefecimento) e, com base nos fundamentos teóricos sabe-se que a curva de arrefecimento de um corpo neutro é puramente exponencial e logicamente a sua derivada também o é⁷.

⁷ Oliveira, Manuel J.S.; Provas de Aptidão Pedagógica e Capacidade Científica; F.E.U.P.; Abril de 1996.

Temos então por objectivo arranjar um ou mais subintervalos onde a função que representa a derivada da curva de arrefecimento seja praticamente exponencial (após a zona de transformação de reacção eutética) e, aplicar a teoria da extrapolação (Método dos Quadrados Mínimos) para extrapolar os intervalos obtidos a todos os pontos tabelados⁷. Teremos então uma área limitada conforme mostra a *fig. 4*, que através da sua integração se pode determinar o calor de solidificação.

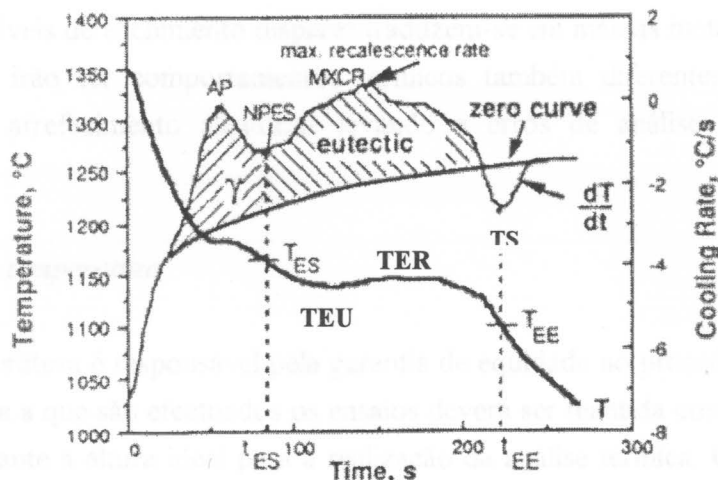


Fig. 4: Curva de arrefecimento e respectiva 1ª derivada com os principais parâmetros.

Outro parâmetro importante, é o do *patamar da reacção eutética*. Numa curva típica de um ferro fundido nodular hipereutético, o início da reacção eutética tem lugar após um sobrearrefecimento (TEU), seguido de um ligeiro ganho de temperatura (recalescência) a que corresponde um valor de temperatura máximo (TER). De seguida, a curva retoma uma progressão "normal" até se registar a temperatura de solidus (TS), que indica o fim da solidificação. Após esta ter ocorrido a curva "cai" abruptamente e com inclinação constante.

Caso, TEU seja demasiado baixa, ao ponto de esta ser inferior à temperatura eutética metaestável, a probabilidade de ocorrência de carbonetos primários é elevada, assim como, poderemos ter uma diminuição no número de nódulos de grafite⁸. A bibliografia refere também que a quantidade de carbonetos é inversamente proporcional à recalescência eutética, que no caso dos ferros nodulares hipereutéticos é menos acentuada. Relativamente ao abaixamento da TEU, esta está normalmente associada com a perda do poder de inoculação (Fading do Inoculante)⁸.

⁸ Basutkar, P.K., Loper Jr., C.R.; Part I - Correlation of microstructure with thermal analysis in heavy section ductile iron Castings; AFS Transactions.

IV – Cuidados a Ter

- *Enchimento das taças (ou “cartuchos”)*

O enchimento das taças para a realização dos ensaios de análise térmica é de primordial importância. O nível de enchimento deverá ser idêntico em ambas as taças e constante em todos os ensaios. Níveis de enchimento dispares traduzem-se em massas metálicas diferentes e, consequentemente, irão ter comportamentos térmicos também diferentes. Tais diferenças traduzirão leis de arrefecimento aleatórias levando a erros de análise na avaliação dos resultados.

- *Colheita da temperatura*

A colheita da temperatura é responsável pela garantia de equidade no procedimento de ensaio, isto é, a temperatura a que são efectuados os ensaios deverá ser mantida constante. A medição da temperatura garante a altura ideal para a realização da análise térmica. Caso a leitura seja errada, toda a análise poderá estar comprometida, havendo modificações no normal desenvolvimento da curva como se pode ver pela Fig. 3.

- *Limpeza e humidade das taças*

A humidade é outro dos factores a ter em consideração, o que provoca algumas variações nos resultados, devido à formação de vapor de água. No entanto, o seu efeito poderá ser facilmente neutralizado através de uma *secagem* prévia das taças antes da análise térmica.

Tal como a humidade, também possíveis sujidades (areia, pó de ferro, etc.) levam a interferências durante o fenómeno da solidificação e por assim dizer perda de fiabilidade nos resultados obtidos.

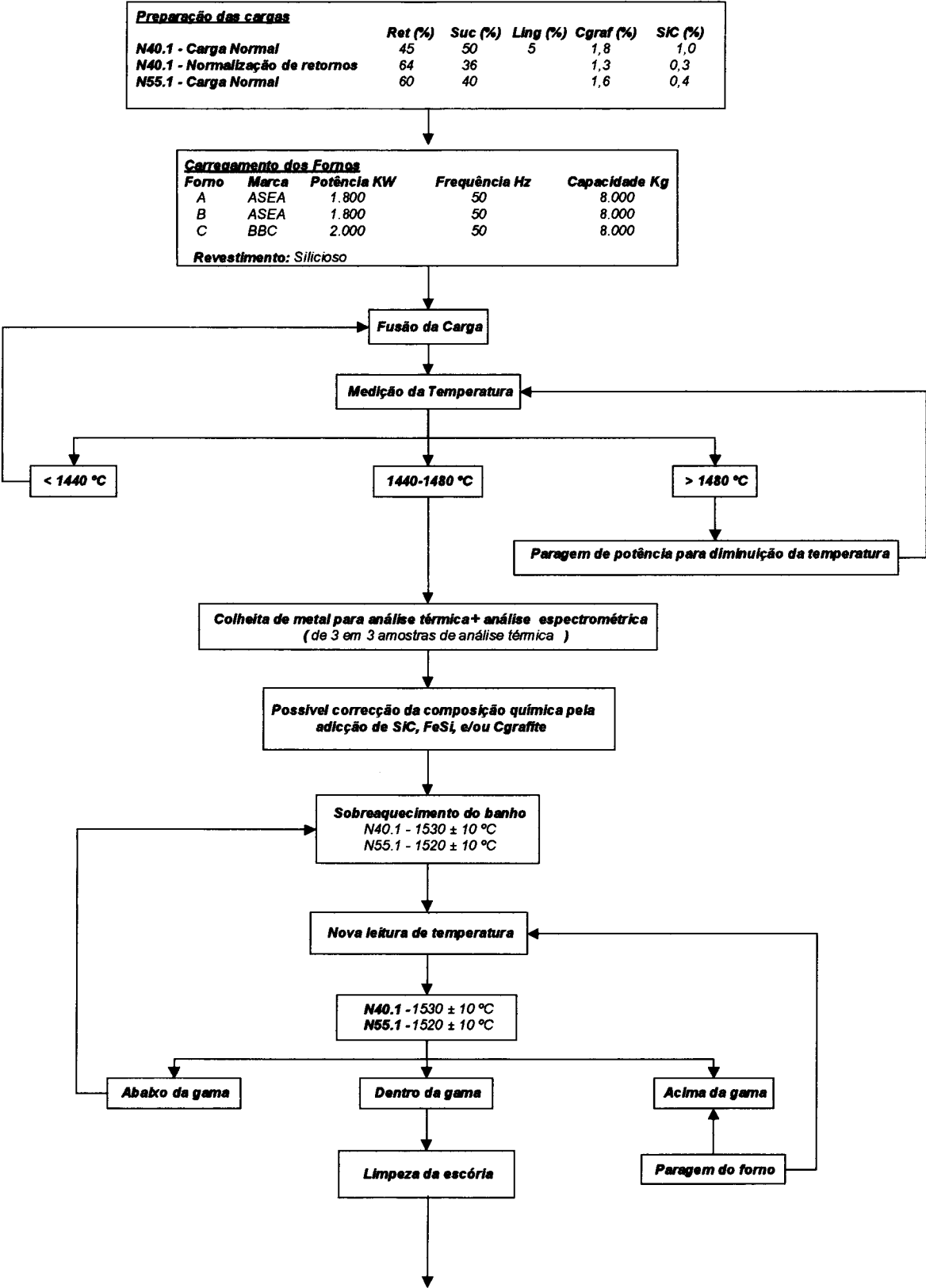
- *Pré-aquecimento da colher de colheita*

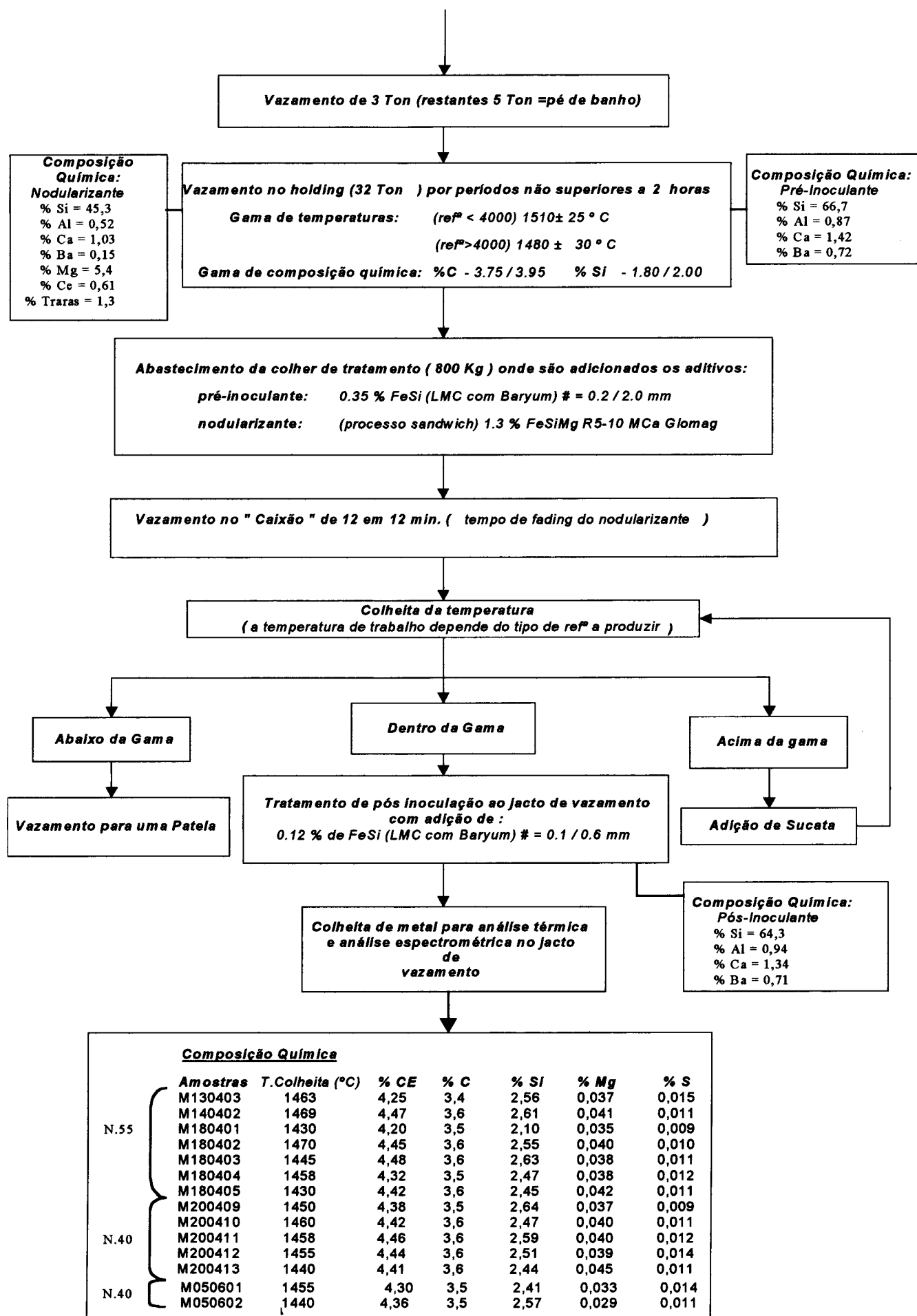
O pré-aquecimento da colher de colheita das amostras é, tal como as situações anteriores, uma possível fonte de erro no que toca à temperatura. Caso a colher de extracção de metal esteja fria, o metal em contacto com a mesma perderá calor baixando a temperatura de ensaio levando a interferências na curva obtida como também se poderá comprovar pela Fig. 3.

V – Fluxograma de processamento

A curva de análise térmica traduz o efeito de todos os factores de processamento, analisados globalmente. A forma da curva, localização dos pontos críticos e a duração das reacções depende de muitos factores. Para se detectar o efeito de um deles, impõe que os outros, ou pelo menos os mais representativos, se mantenham fixos.

O fluxograma pretende estabelecer as condições que levaram às curvas que se apresentam neste trabalho.





VI – Resultados Experimentais

Neste capítulo serão expostos alguns resultados práticos, que penso mais importantes no contexto do trabalho desenvolvido no que respeita ao cumprimento do objectivo. Os resultados poderão ser consultados na sua totalidade nos anexos deste relatório. Além da microestrutura obtida, encontra-se a curva de arrefecimento respectiva. Por fim foi elaborado um quadro resumo, com os parâmetros mais importantes retirados a partir das curvas de arrefecimento.

É importante realçar, o facto da legenda do eixo das abcissas nos gráficos relativos às curvas de arrefecimento, estar dividido por 4,5. Isto deve-se ao facto do programa desenvolvido na FEUP estar preparado para efectuar leituras de temperatura, uma em cada segundo. No caso prático, o aparelho de análise térmica efectua 4,5 leituras por minuto. Assim, houve a necessidade de ajustar a escala para que houvesse êxito no estudo a que me propus efectuar.

A importância primordial da análise térmica, como ferramenta de controlo na produção de ferro fundido, é a de tentar prever antecipadamente a microestrutura final de vazamento. Seria então desejável, em todo o processo de produção de nodular, através da análise térmica, prever a microestrutura enquanto cinzento, evitando-se assim e, no caso de um banho em más condições, o dispêndio de custos adicionais (aditivos, tempo, energia eléctrica, etc.).

Foram então colhidas amostras imediatamente antes e após o tratamento de nodularização, com o intuito de ser estabelecida uma relação entre a microestrutura antes e após o tratamento de nodularização. Por outro lado, a análise térmica teria de ser realizada nas condições mais próximas das de vazamento. Só assim se teria a noção da microestrutura e comportamento de solidificação do metal tratado, sem qualquer outro tipo de intervenção.

Ora, o metal é pré-inoculado, nodularizado e pós-inoculado até que é finalmente vazado, o que irá activar o poder germinativo do banho (pela acção do Si presente nas ligas de tratamento de inoculação e nodularização) alterando a morfologia e composição do banho. Acabei assim por, neste trabalho, apenas centrar o estudo no metal à bica de vazamento.

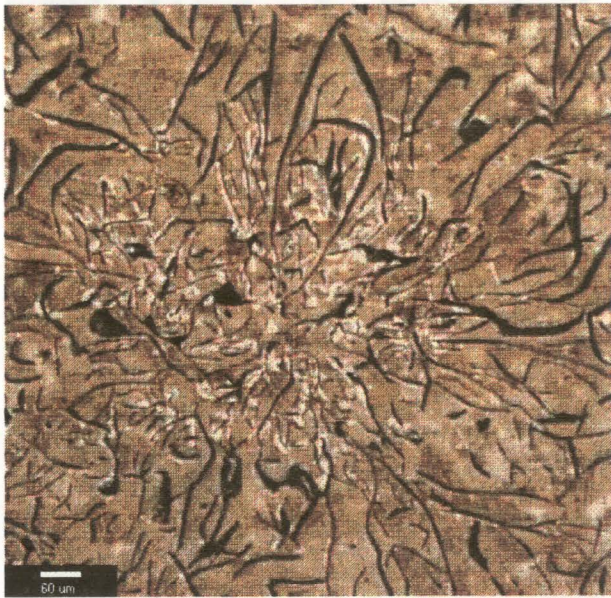


Fig. 5: Amostra de um ferro cinzento hipereutético. Grafite tipo B. Ataque com Nital 4%. (100x)

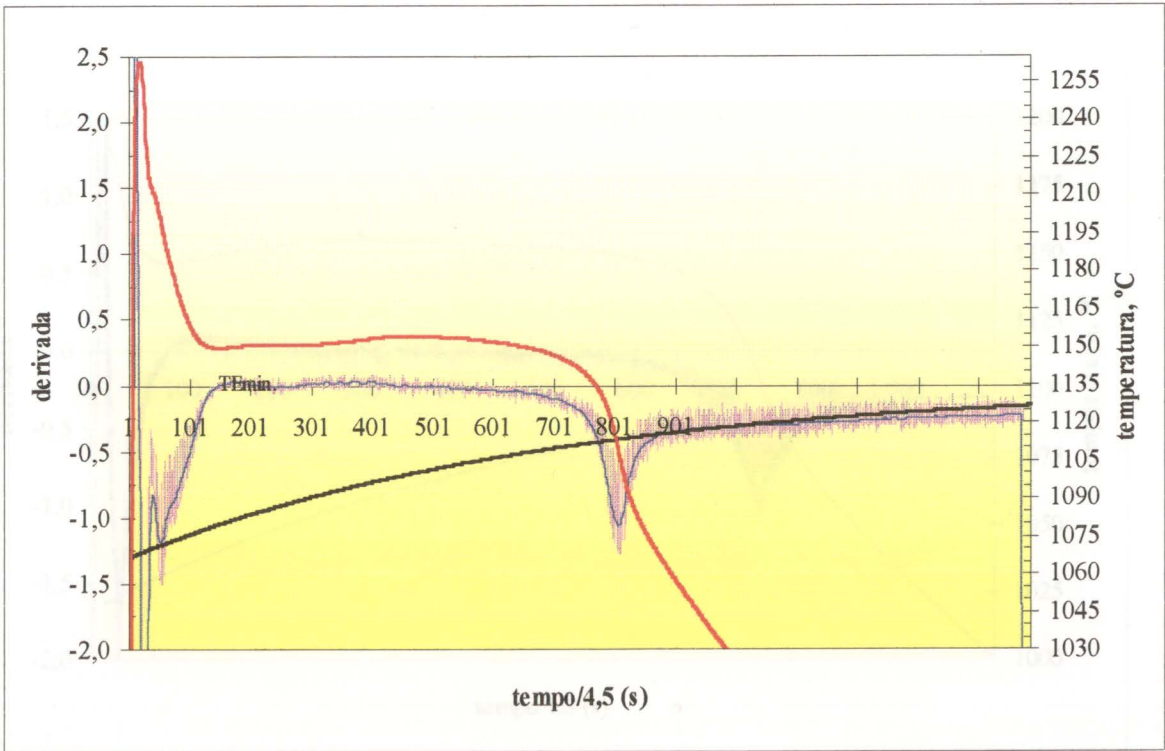


Fig. 6 - Amostra (A130401) de um ferro cinzento hipereutético. Grafite tipo B. Ataque com Nital 4%. (100x)

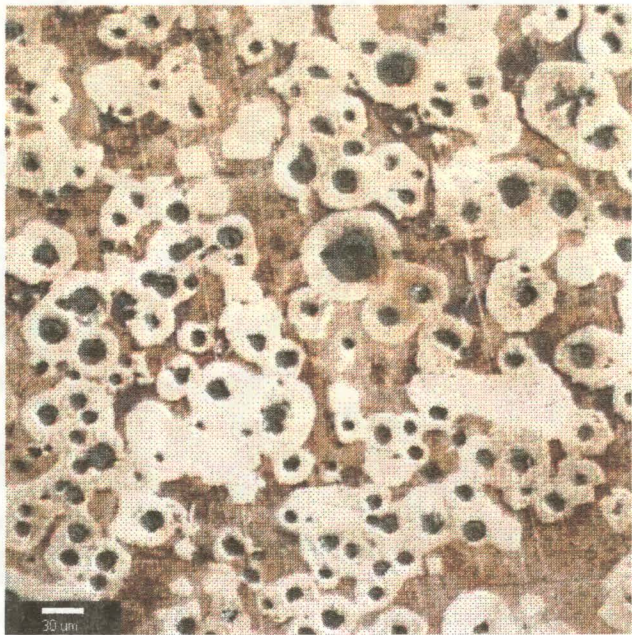


Fig. 7 - Amostra (M050601) de um ferro nodular hipereutético. Ataque com Nital 4%. (200x)

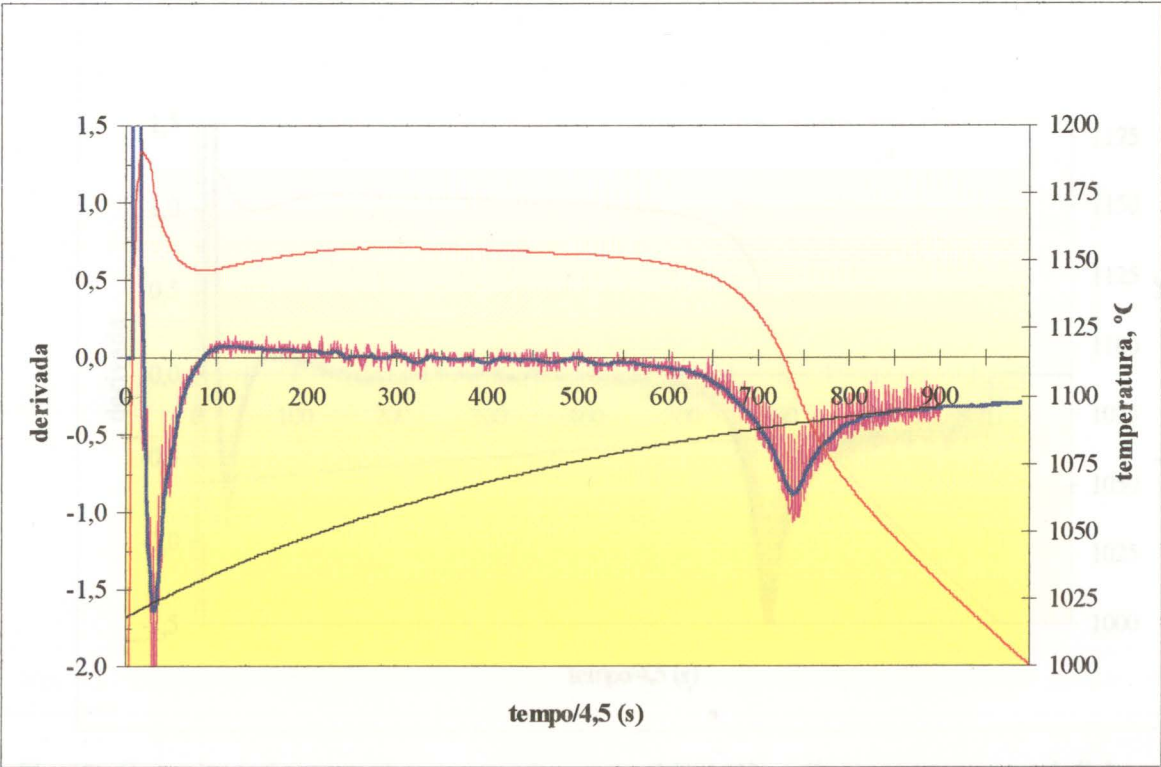


Fig. 8 - Curva de arrefecimento de uma amostra (M050601), colhida após o arranque da linha.

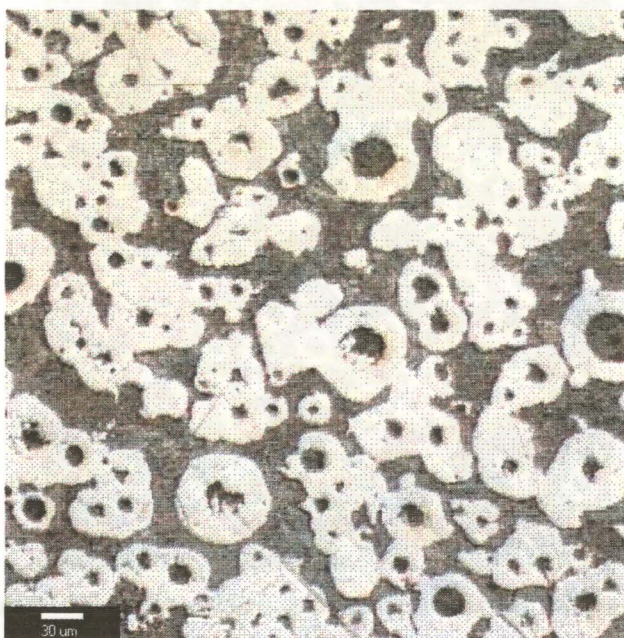


Fig. 9 - Amostra (M050602) de um ferro nodular hipereutético. Ataque com Nital 4%. (200x)

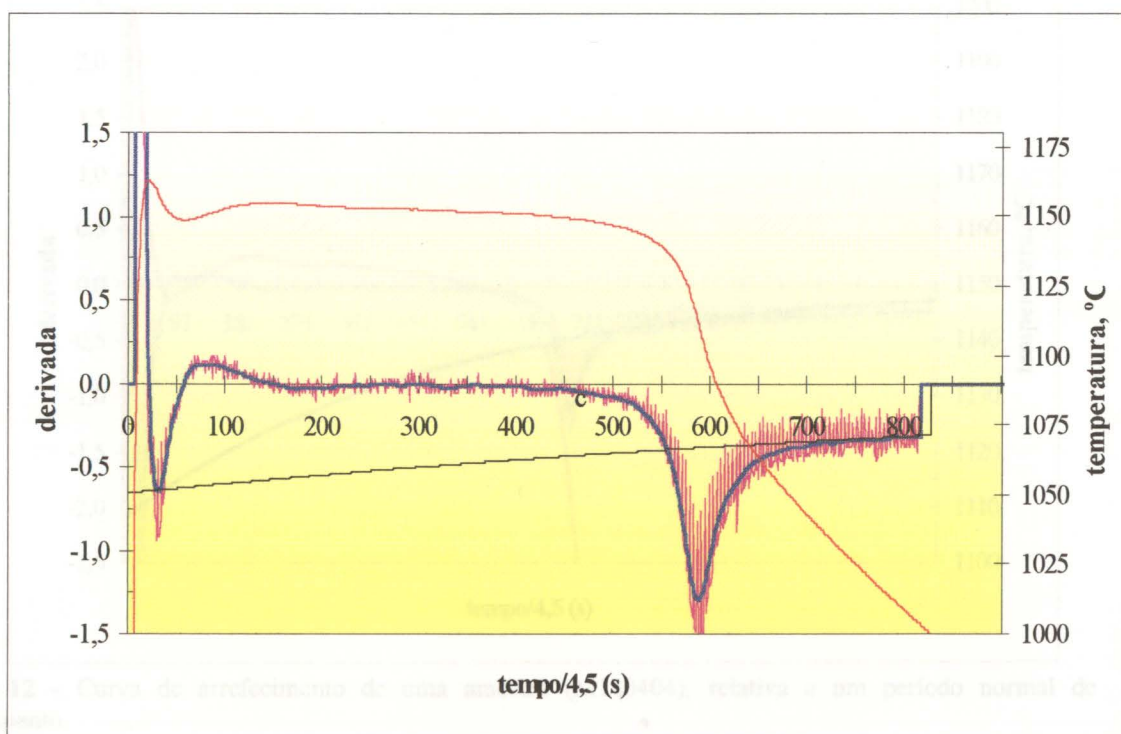


Fig. 10 - Curva de arrefecimento de uma segunda amostra (M050602), colhida após o arranque da linha.

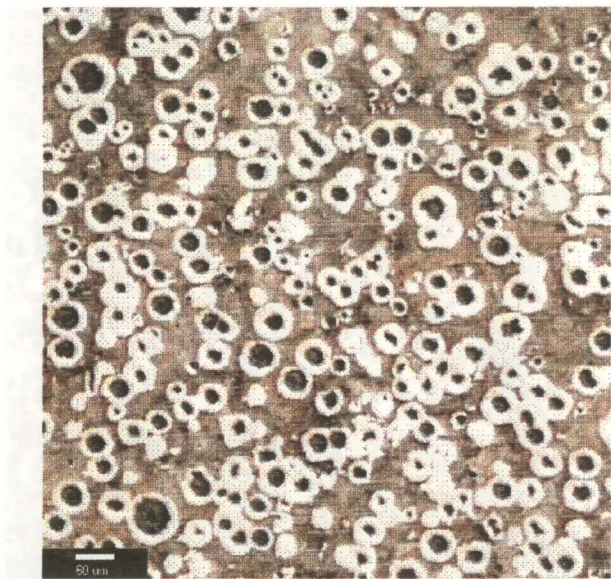


Fig. 11 - Amostra (M180404) de um ferro nodular hipereutético. Ataque com Nital 4%. (100x)

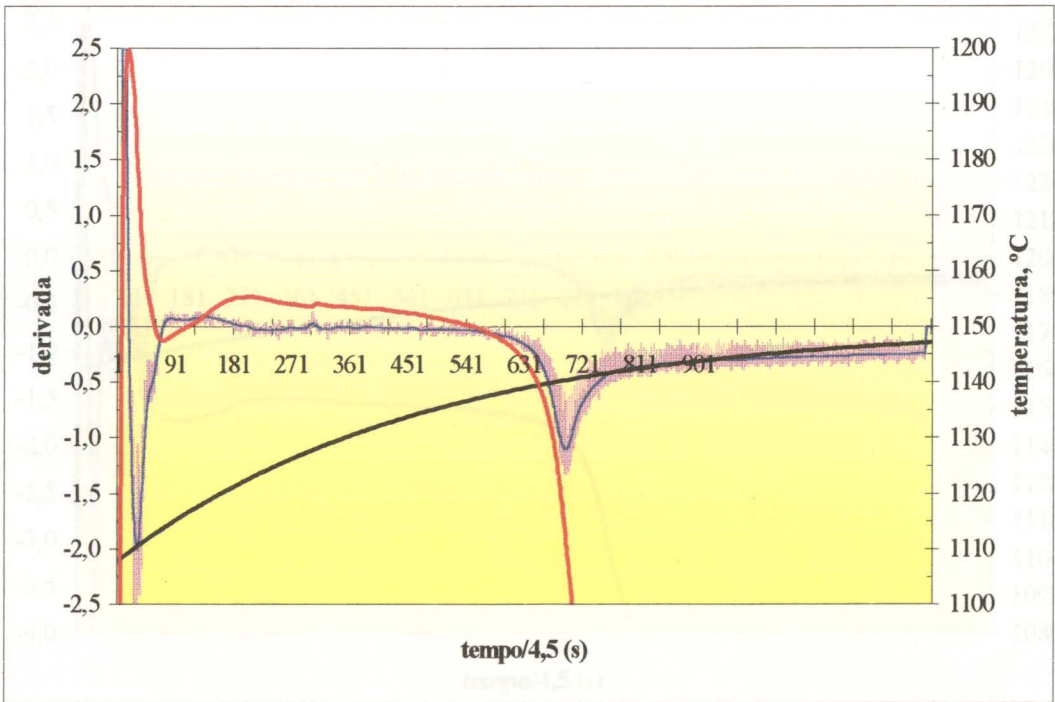


Fig. 12 - Curva de arrefecimento de uma amostra (M180404), relativa a um período normal de funcionamento.

Fig. 14 - Curva de arrefecimento de uma amostra (M200410), relativa a um período normal de funcionamento, com ocorrência de nucleação.

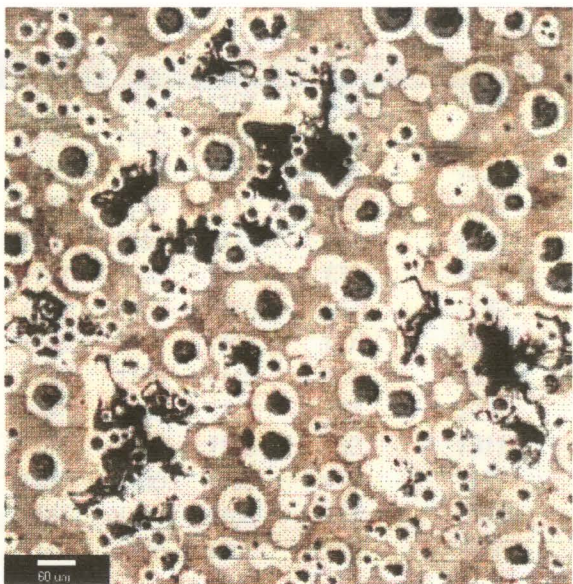


Fig. 13 - Amostra (M200410) de um ferro nodular com microrechupe. Ataque com Nital 4%. (100x)

Tabela 1. Dados relativos aos pontos das curvas de arrefecimento.

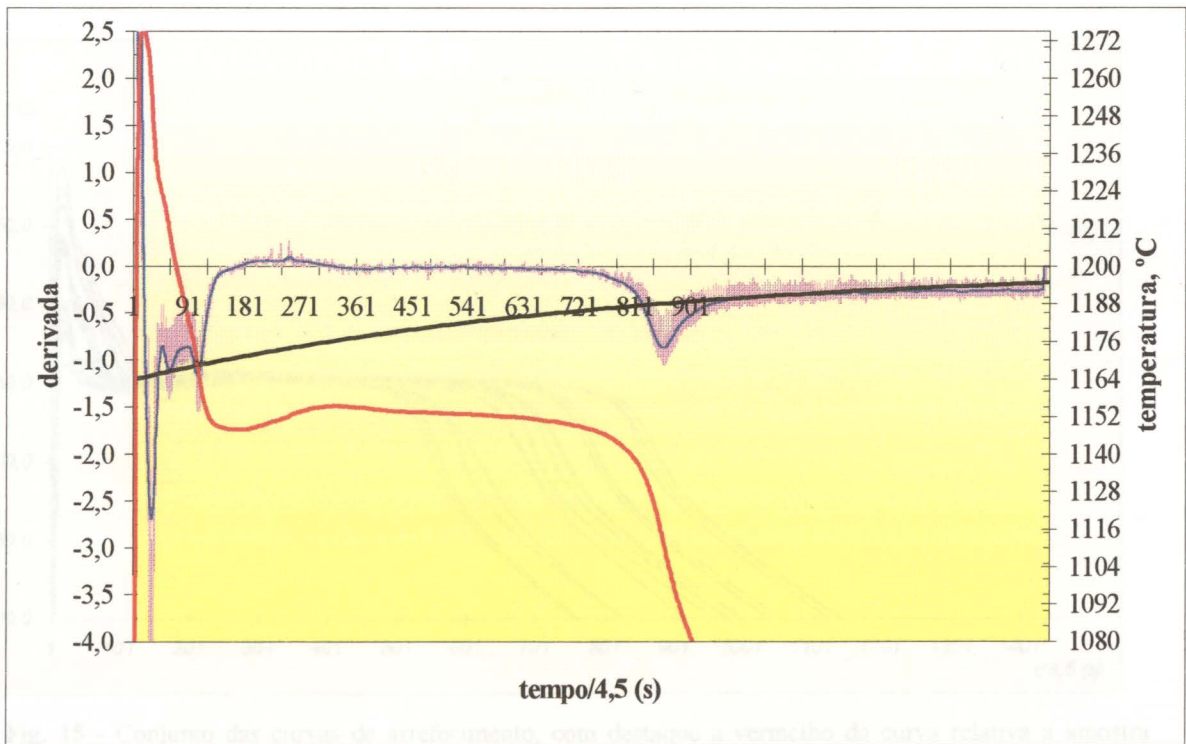


Fig. 14 - Curvas de arrefecimento, com destaque a variação da curva de arrefecimento da amostra (M200410) com microrechupe.

Fig. 14 - Curva de arrefecimento de uma amostra (M200410), relativa a um período normal de funcionamento, com ocorrência de microrechupe.

Amostra	TAL (°C)	TEU (°C)	TER (°C)	TS (°C)	treacção (s)	Cliber. (J/Kg)	Lf (J)	TER-TEU (°C)	TER-TS (°C)
M130403	1169	1147	1153	1107	105	718	202	6	46
M140402		1146	1155	1109	103	1254	353	9	46
M180401	1183	1153	1157	1112	135	1579	445	4	45
M180402		1148	1156	1111	144	1343	378	8	45
M180403		1150	1157	1113	144	1361	383	7	44
M180404		1147	1155	1114	136	1825	514	8	41
M180405	1181	1152	1158	1113	167	1752	494	6	45
M200409	1198	1143	1154	1109	127	1332	375	11	45
M200410	1222	1148	1155	1115	159	1307	368	7	40
M200411	1233	1147	1155	1113	154	1378	388	8	42
M200412	1221	1150	1155	1103	132	1311	369	5	52
M200413	1209	1149	1155	1098	114	1121	316	6	57
M050601		1147	1155	1103	146	1594	449	8	52
M050602		1149	1155	1107	118	699	197	6	48

Tabela 1: Dados relativos aos parâmetros das curvas de arrefecimento.

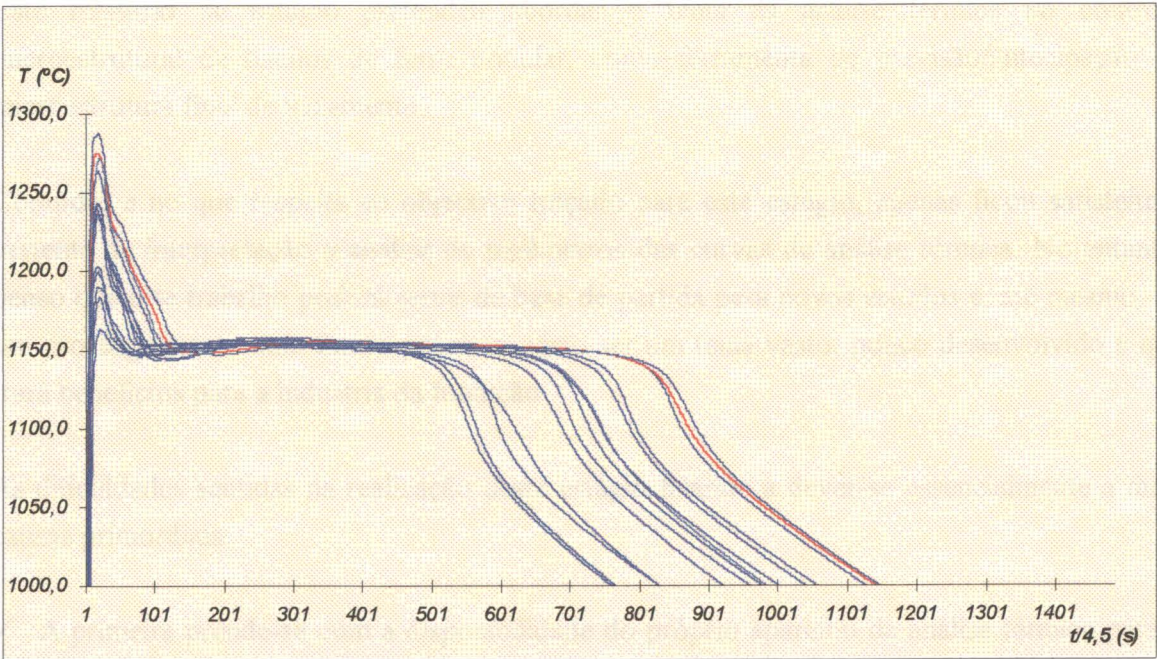


Fig. 15 - Conjunto das curvas de arrefecimento, com destaque a vermelho da curva relativa a amostra (M200410) com microrechupe.

VII – Discussão e Conclusão

Com a realização deste estágio e, conforme seria de esperar, confirmei que a prática industrial nada tem a ver com os métodos de trabalho levados a cabo num laboratório, onde todas as variáveis são identificadas, controladas e até mesmo isoladas para uma melhor interpretação e análise dos resultados.

A prática industrial sofre interferências da mais variada origem desde o próprio processo produtivo (tipo de sucata recepcionada, multiplicidade de referências em carteira, temperaturas de trabalho consoante a peça a produzir, possíveis avarias, etc.), até mesmo ao factor humano (leitura da temperatura, nível de enchimento das taças de análise térmica, prática de execução da análise, etc.). Estas interferências traduzem-se, por sua vez, em anomalias nos resultados obtidos.

Este relatório de estágio pretendeu abordar o tema da análise térmica no controlo microestrutural de banhos de ferro nodular, como ferramenta de previsão/antecipação da microestrutura final de vazamento.

Contudo, e no que respeita ao objectivo traçado para este estágio, apenas ficou satisfeita a vertente de interpretação e análise de parâmetros das curvas de análise térmica. No entanto, penso que este trabalho poderá servir de base de partida para novos estudos e, até mesmo, ao seu prosseguimento num futuro próximo, visto ser um tema vasto, pouco desenvolvido e que trará benefícios para a indústria da fundição.

As dificuldades sentidas na realização deste estágio ficaram a dever-se essencialmente a duas causas primordiais.

✓ A primeira prende-se com a disponibilidade do próprio aparelho de análise térmica para a realização dos ensaios. Apesar de todos os esforços desenvolvidos pelos mais directos responsáveis, para a total disponibilidade do aparelho e cooperação, muitas foram as situações (avarias da linha de moldação, utilização da ponte de transporte para outros fins, dependência da produção face ao aparelho, etc.), em que não foi possível realizar os ensaios da forma mais desejável. O que fez com que se tivesse de ajustar o procedimento de actuação, face às exigências da situação. Todos estes condicionalismos afectaram em certa medida o estudo em causa.

✓ A segunda causa está relacionada com a falta de sensibilidade, por parte dos operadores, na realização dos ensaios de análise térmica. Fez parte do objectivo do seminário, a realização de uma acção de formação, tendo por destinatários os operadores do sector da fusão e controlo metalúrgico com o intuito de dar algumas noções sobre o aparelho e, alguns princípios da análise térmica. No entanto, o estágio teve como base de estudo o metal tratado, o que obrigou o aparelho a ser transferido para a zona da Fundição I (mK4), onde os operadores não possuem qualquer tipo de prática, noções e sensibilidade para a análise térmica.

Desde a ordem e nível de enchimento das taças, passando pelo pré-aquecimento da colher de colheita, e ainda a existência de colher em perfeitas condições, foram outras das restrições práticas sentidas na realização dos ensaios.

As dificuldades criaram uma série de dúvidas ao ponto de ter sido realizado um ensaio, onde tentei estabelecer uma relação entre a temperatura de colheita das amostras e a extensão da reacção eutética (ver *Fig. 3*). Uma das conclusões que se pode retirar é a de que quanto maior for a temperatura de colheita, maior será a extensão do patamar eutético da curva. O que me fez ter outro cuidado face à temperatura de colheita das amostras.

Relativamente aos resultados metalográficos, não foram encontrados vestígios de cementite em qualquer uma das amostras. Tal deve-se ao facto, do procedimento de trabalho estar orientado no sentido de minimizar possíveis perdas de poder germinativo a que estão associados o aumento da altura de têmpera, e por sua vez, a maior tendência a ocorrência de carbonetos.

Quanto ao aparecimento de microrechupe, apenas uma amostra (M200410) tem evidenciada sua presença. Penso, no entanto, não ser possível estabelecer qualquer relação (causal) com a respectiva curva de arrefecimento, uma vez que existem outras curvas com a mesma configuração sem qualquer sinal de microrechupe.

Relativamente ao microrechupe, muitos autores defendem a sua origem na presença de elementos residuais. Esses elementos, geralmente de baixo ponto de fusão, migram durante a solidificação da liga para as zonas de solidificação tardia (juntas de grão) onde a contracção específica será maior dando lugar ao microrechupe.

Este facto poderá ser confirmado na prática, uma vez, que durante a realização destes ensaios, foi recepcionado e consumido um lote de sucata, ligeiramente revestido a zinco. Embora seja contra as práticas de recepção e aprovação da PortCast, tal sucedeu em virtude de haver falta de sucata no mercado.

A quando da realização dos ensaios de análise térmica, não foi detectado qualquer tipo de defeito nas peças em produção. Considerei assim que as amostras colhidas até então eram relativas ao normal funcionamento e em particular da PortCast, S.A..

Na tentativa de encontrar anormalidades nas curvas de arrefecimento originadas pelos factores de processamento, foram idealizadas duas situações passíveis de produzir o resultado esperado, sendo:

1) Arranque da linha de moldação após paragem de fim de semana: foram colhidas amostras (M050601 e M050602) ao metal das primeiras moldações com o objectivo de testar a perda de poder germinativo do banho, durante o fim de semana, com a consequente possibilidade ocorrência de carbonetos;

2) Contaminação do banho com elementos residuais/perniciosos: com a preparação de uma carga propositadamente "contaminada" com um elemento residual (mais comum na PortCast) seria possível detectar e quantificar anormalidades na curva de arrefecimento e compará-las com as curvas de normal funcionamento. Infelizmente, e por razões lógicas, esta situação não pôde ser testada, uma vez que isso implicaria a segregação das peças produzidas, impedindo a sua reutilização como retorno, além de ser praticamente impossível interromper a produção para levar a cabo este tipo de ensaio.

Assim, e dentro das condições de elaboração e ensaio, permito-me retirar as seguintes conclusões do trabalho realizado:

1º - A temperatura de colheita das amostras afecta grandemente os resultados obtidos na medida em que, quanto menor for a temperatura de colheita menor será a extensão da curva de arrefecimento, e assim também da extensão da reacção eutética.

2º - Uma vez que não se obtiveram diferenças, entre as amostras colhidas em laboração normal e a situação extraordinária (amostras do arranque), face às respectivas curvas de arrefecimento, as gamas de temperaturas de eutética mínima, de recalescência, etc., obtidas, podem ser consideradas normais de trabalho sendo:

TEU = 1147 ° - 1153 °C

TER = 1153 ° - 1158 °C

TS = 1098 ° - 1115 °C

Por fim, gostaria de tecer algumas considerações assim como algumas recomendações que julgo necessárias.

Antes de mais, e como faz parte de uma das minhas conclusões, a temperatura é uma das variáveis que mais afecta a análise térmica, assim é fundamental colher as amostras numa gama de temperaturas “apertada” e constante.

Um dos principais obstáculos sentidos na realização prática deste estágio/trabalho, é a da disponibilidade do aparelho para a realização dos ensaios de análise térmica, que limita a obtenção de resultados válidos num espaço de tempo aceitável. No entanto, há que compreender, que este aparelho é uma ferramenta importante no controlo da composição química. O que torna difícil a sua deslocação/disponibilidade para outra parte da fábrica (linha de moldação-mk4). Assim a eliminação deste obstáculo passa, na minha opinião, pela criação de alternativas à dependência da produção face ao aparelho no controlo da composição química dos banhos de ferro fundido.

Anexos

Assunto: Sistema de pré-aquecimento da carga de fusão.

Fornos de fusão ASEA e BBC

➤ Capacidade volumica da benne: 0.62 m³

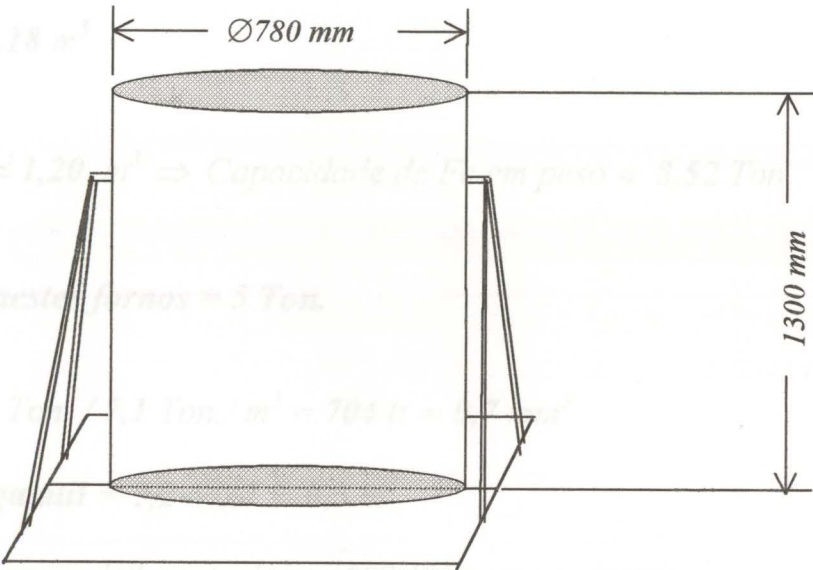


Fig1-Benne e respectivas dimensões.

Fornada	Carga	Ret(Kg)	Suc(Kg)	Total(Kg)
A.9.1	1	409	230	639
"	2	450	268	718
"	3	430	254	684
"	4	345	315	660
"	5	402	322	724
"	6	339	216	555
"	7		330	330
				4310

Densidade (Kg/m3)
1030,65
1158,06
1103,23
1064,52
1167,74
895,16
532,26
993,09

Fornada	Carga	Ret(Kg)	Suc(Kg)	Total(Kg)
C.7.1	1	338	226	564
"	2	371	163	534
"	3	475	296	771
"	4	342	270	612
"	5	378	322	700
"	6	372	306	678
"	7	472	295	767
				4626

Densidade (Kg/m3)
909,68
861,29
1243,55
987,10
1129,03
1093,55
1237,10
1065,90

Tabela1 – Pesos e densidades dos vários carregamentos que compõe uma fornada.

➤ Densidade média da carga de uma benne: 1.000 Kg/m^3

➤ Volume a admitir nos fornos:

ASEA A/B: $1,22 \text{ m}^3$

BBC: $1,18 \text{ m}^3$

Média $\approx 1,20 \text{ m}^3 \Rightarrow$ Capacidade de Fe em peso $\approx 8,52 \text{ Ton.}$

Pé de banho nestes fornos = 5 Ton.

$$5 \text{ Ton.} / 7,1 \text{ Ton./m}^3 = 704 \text{ lt} = 0,7 \text{ m}^3$$

➤ **Carga útil** $= 1,2 - 0,7 = 0,5 \text{ m}^3$

Os $0,5 \text{ m}^3$ de carga útil equivalem a 500 Kg / carga, assim:

Hipótese:

Pé de banho: 3 Ton.

$$422,5 \text{ lt} = 0,4 \text{ m}^3 \Rightarrow \text{Carga de } 800 \text{ Kg}$$

Pé de banho real – 3 a 5 Ton.

➤ Com um pé de banho de 3 a 5 Ton. a carga da benne variará entre aproximadamente entre os **500** e os **750 Kg**.

Taxa de fusão actual: $2,5 \text{ Ton./h}$

$$2,5 \text{ Ton./h} * 2 = 5 \text{ Ton./h} \Rightarrow 7 \text{ a } 8 \text{ cargas/h} \Rightarrow 1 \text{ carga cada } 7,5 \text{ minutos}$$

Taxa de fusão futura: $9,5 \text{ Ton./h}$

$$9,5 \text{ Ton./h} * 2 = 19 \text{ Ton./h} \Rightarrow 30 \text{ a } 31 \text{ cargas/h} \Rightarrow 1 \text{ carga cada } 2 \text{ minutos}$$

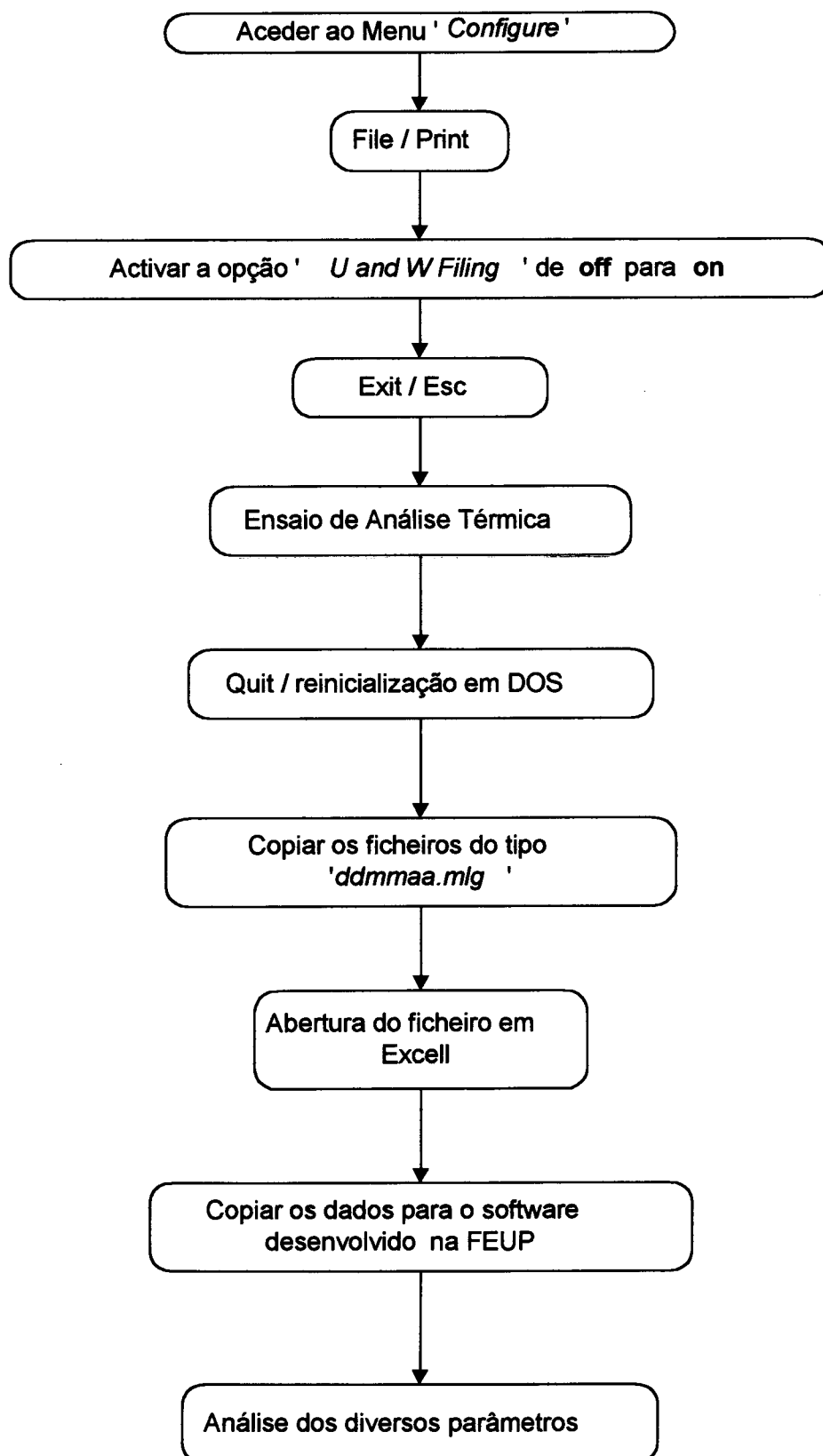
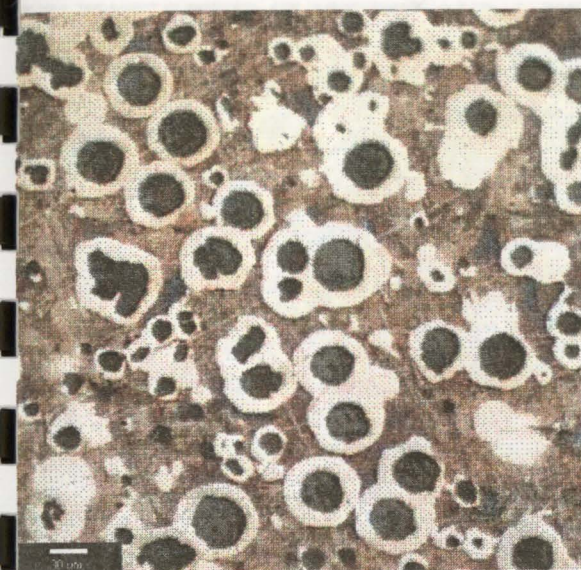
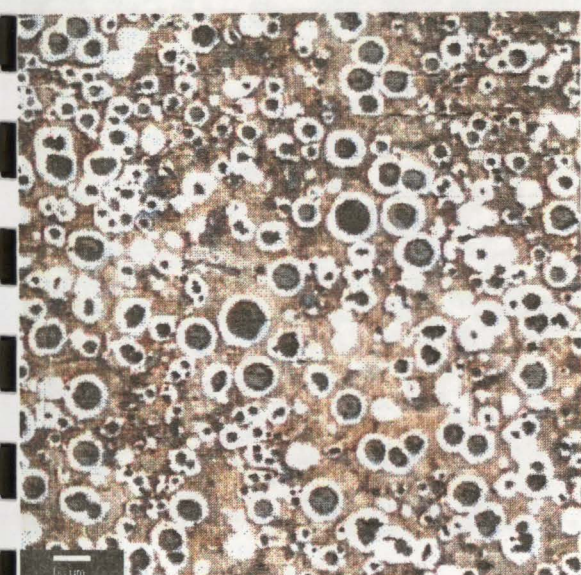
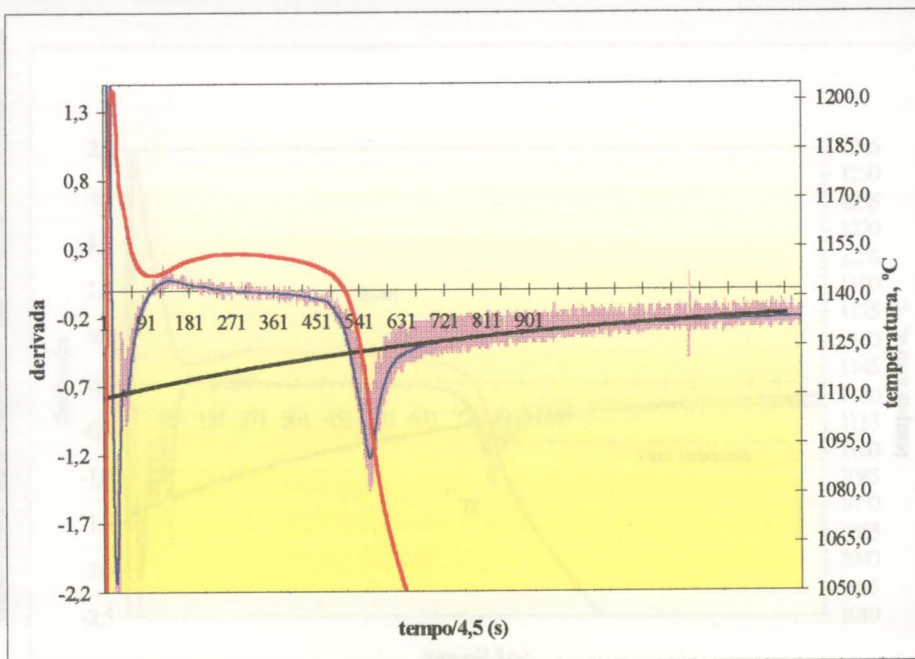
Procedimento de recolha electrónica das curvas de arrefecimento

Tabela de Resultados Experimentais

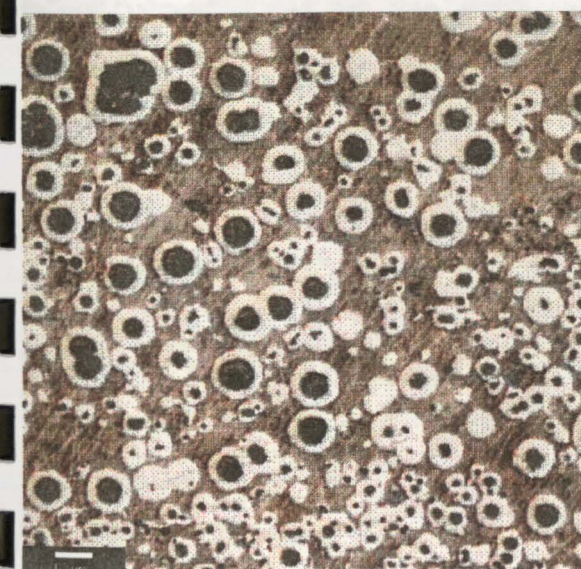
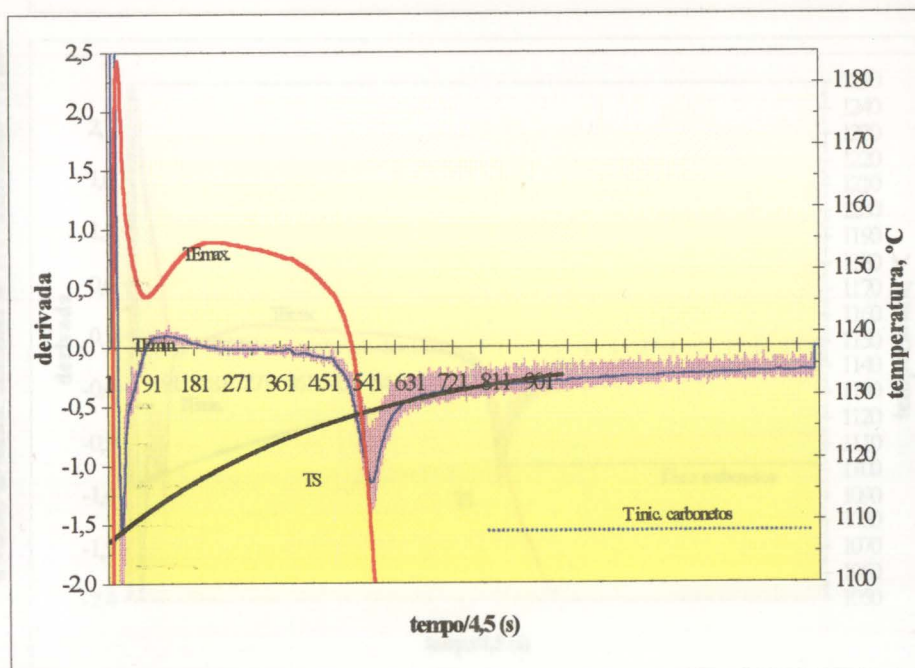
Grau GGG	Data	Hora	Amostra	Composição Química					T° de colheita (°C)	TEU (°C)	TER (°C)	TAL (°C)	TER-TEU (°C)	TS (°C)	t _{reação} (s)
				%CE	%C	%Si	%Mn	%S							
55	13,04	15h22	A130401	4,52	3,9	1,87			1490	1149,7	1154,1	1206,6	4,4	1108,0	143
		16h44	M130403	4,25	3,4	2,56	0,037	0,015	1463	1147,0	1153,3	1168,5	6,3	1106,9	105
55	14,04	16h19	A140401	4,44	3,8	1,91			1488	1148,9	1153,8	1271,6	4,9	1103,6	154
		16h28	M140402	4,47	3,6	2,61	0,041	0,011	1469	1146,0	1154,7		8,7	1108,7	97
		16h46	A140403	4,44	3,8	1,93			1485	1149,4	1154,1		4,7	1090,5	127
55	18,04	14h18	M180401	4,20	3,5	2,10	0,035	0,009	1430	1153,4	1157,3	1182,9	3,9	1111,8	135
		14h27	M180402	4,45	3,6	2,55	0,040	0,010	1470	1148,3	1156,1		7,8	1110,5	144
		14h36	M180403	4,48	3,6	2,63	0,038	0,011	1445	1149,8	1156,6		6,8	1113,0	144
		14h44	M180404	4,32	3,5	2,47	0,038	0,012	1458	1147,4	1155,4		8,0	1113,6	136
		14h49	M180405	4,42	3,6	2,45	0,042	0,011	1430	1152,3	1158,0	1181,4	5,7	1112,6	167
		15h33	A180406	4,43	3,8	1,88			1488	1145,4	1157,2	1173,0	11,8	1102,9	150
		16h03	A180409	4,51	3,9	1,82			1485	1145,0	1153,6	1120,3	8,6	1094,1	131
40	20,04	10h45	A200401	4,47	3,9	1,70			1505	1143,9	1156,2	1274,1	12,3	1104,6	171
		10h52	A200402	4,35	3,8	1,64			1506	1145,6	1154,7	1239,9	9,1	1110,6	158
		10h59	A200403	4,48	3,9	1,74			1514	1144,1	1153,9	1243,6	9,8	1104,5	165
		11h08	A200404	4,65	4,0	1,96			1505	1143,2	1154,0		10,8	1108,9	165
		11h14	A200405	4,48	3,9	1,75			1505	1143,7	1153,2	1266,5	9,5	1108,5	168
		11h23	A200406	4,47	3,9	1,70			1498	1144,3	1154,0		9,7	1110,8	162
		11h31	A200407	4,49	3,9	1,78			1505	1143,5	1154,6	1256,2	11,1	1103,3	146
		11h39	A200408	4,46	3,9	1,68			1505	1144,4	1152,5	1210,8	8,1	1110,4	150
		12h00	M200409	4,38	3,5	2,64	0,037	0,009	1450	1143,9	1153,9	1198,3	10,0	1108,6	127
		12h07	M200410	4,42	3,6	2,47	0,040	0,011	1460	1147,8	1155,3	1221,9	7,5	1114,2	159
		12h13	M200411	4,46	3,6	2,59	0,040	0,012	1458	1147,3	1155,0	1233,0	7,7	1112,9	154
		12h21	M200412	4,44	3,6	2,51	0,039	0,014	1455	1149,5	1155,1	1220,5	5,6	1102,8	132
		12h28	M200413	4,41	3,6	2,44	0,045	0,011	1440	1149,3	1155,1	1209,3	5,8	1098,1	114
40	05,06	00h10	M050601	4,30	3,5	2,41	0,033	0,014	1400	1147,0	1155,0		8,0	1103,0	146
		06h30	M050602	4,36	3,5	2,57	0,029	0,011	1430	1149,0	1155,0		6,0	1107,0	118
Legenda: M180402 Amostra nº 2 A - Amostra_Cinzento M - Amostra_Nodular Mês 4 Dia 18									TEU = temperatura eutéctica mínima TER = temperatura eutéctica máxima TAL = temperatura de líquidos da austenite TS = temperatura de sólidos t _{reação} = tempo de duração da reacção eutéctica						



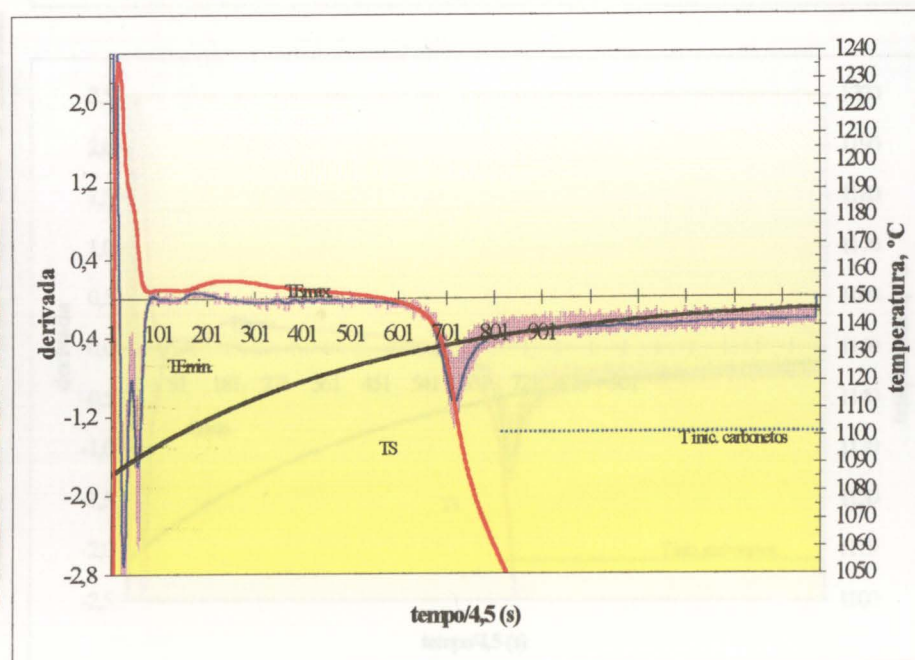
M130403 $T(^{\circ}\text{C}) = 1463$
 4.25 CE - 3.4 C - 2.56 Si

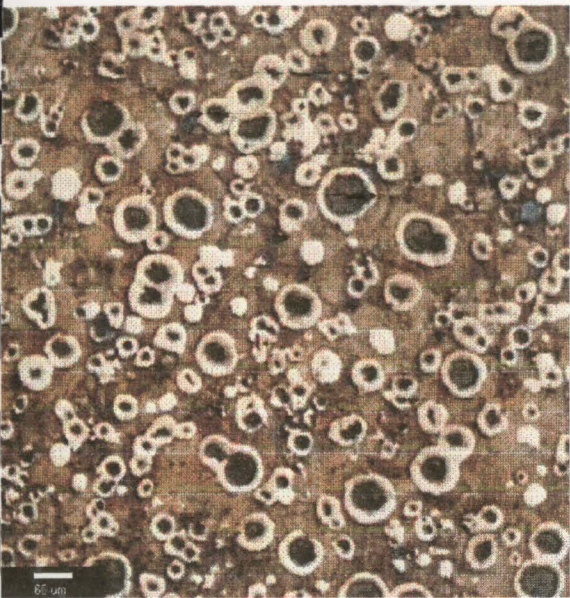


M140402 $T(^{\circ}\text{C}) = 1469$
 %CE - 4.47 % C - 3.59 % Si - 2.61

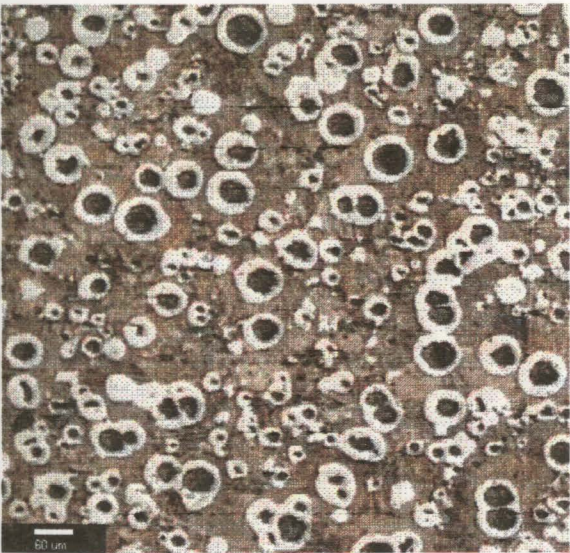
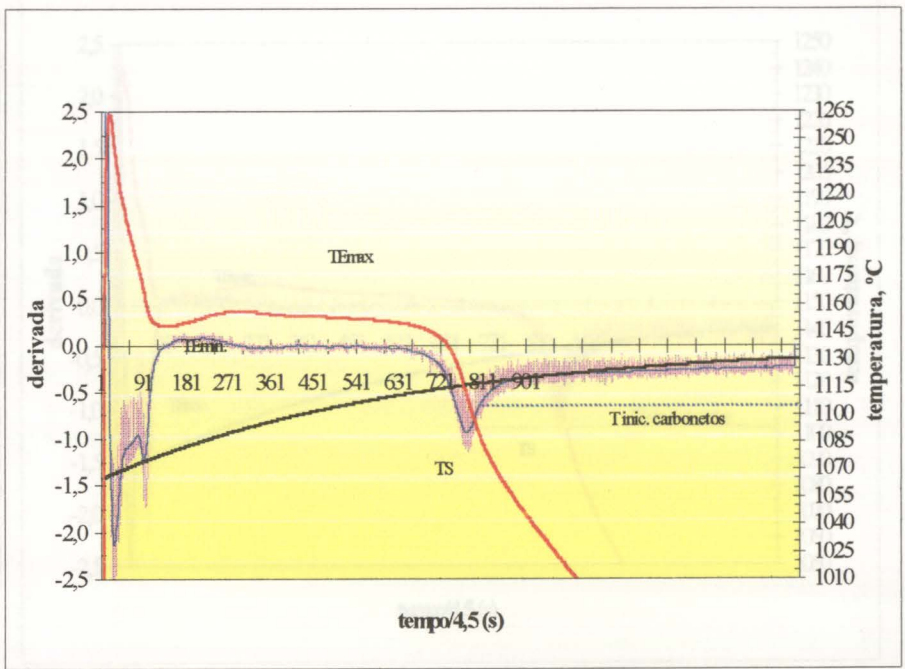


M180401 $T(^{\circ}\text{C}) = 1430$
 %CE - 4.20 % C - 3.49 % Si - 2.10

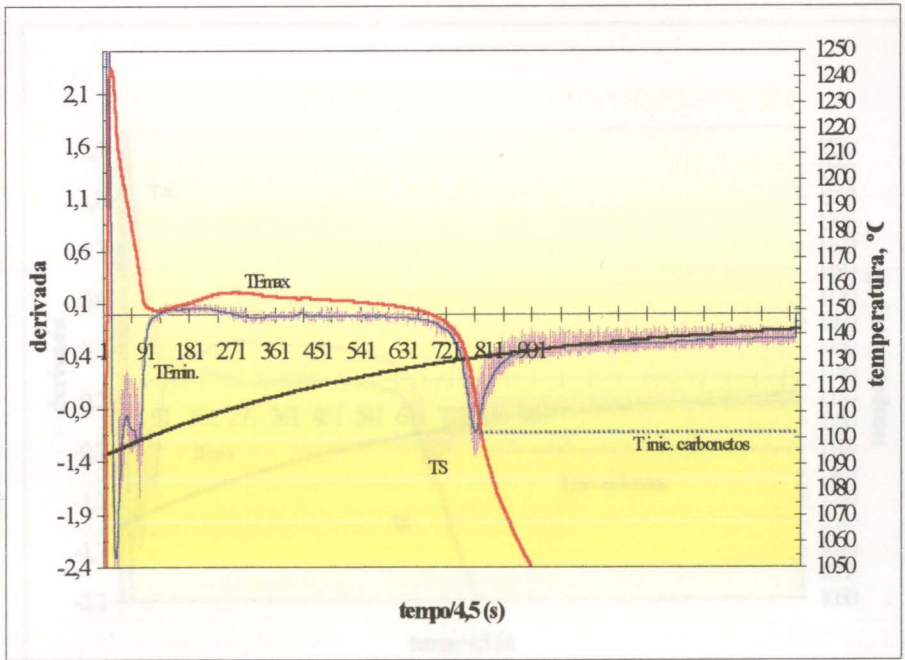




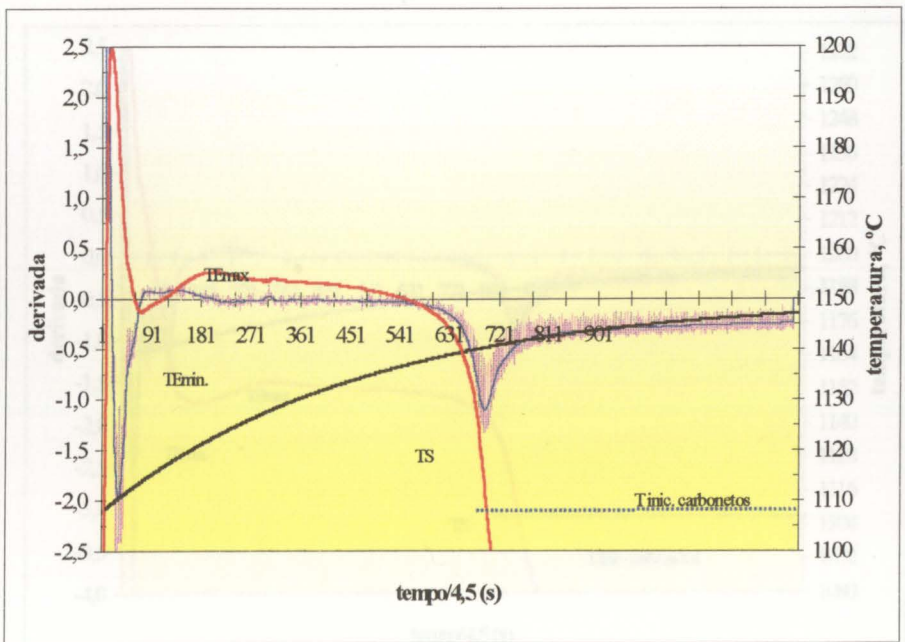
M180402 $T(^{\circ}\text{C}) = 1470$
 4.45 CE - 3.6 C - 2.55 Si

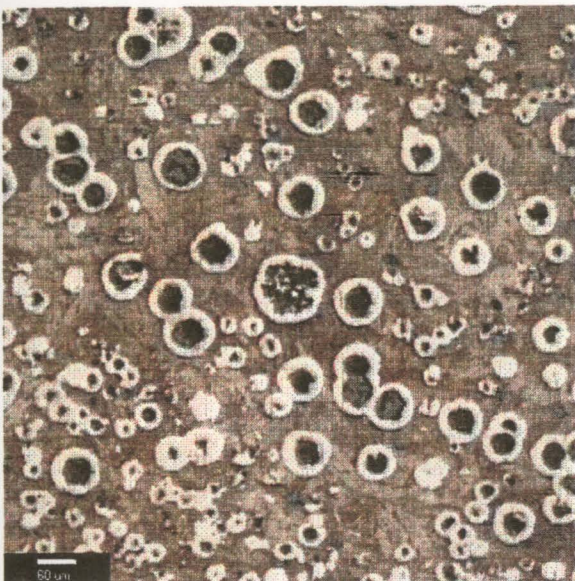


M180403 $T(^{\circ}\text{C}) = 1445$
 4.48 CE - 3.6 C - 2.63 Si

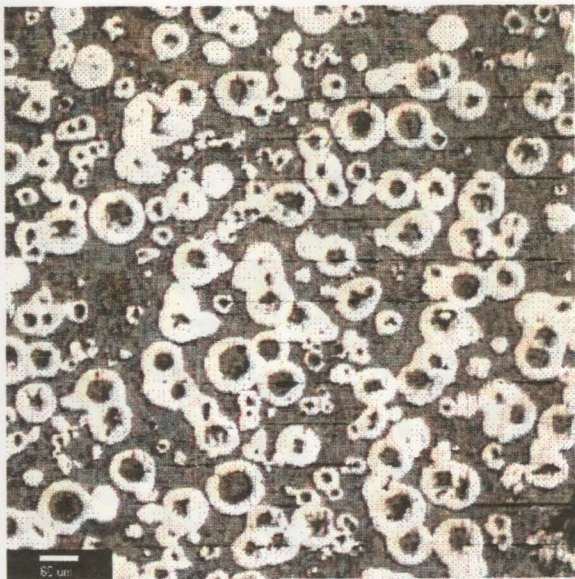
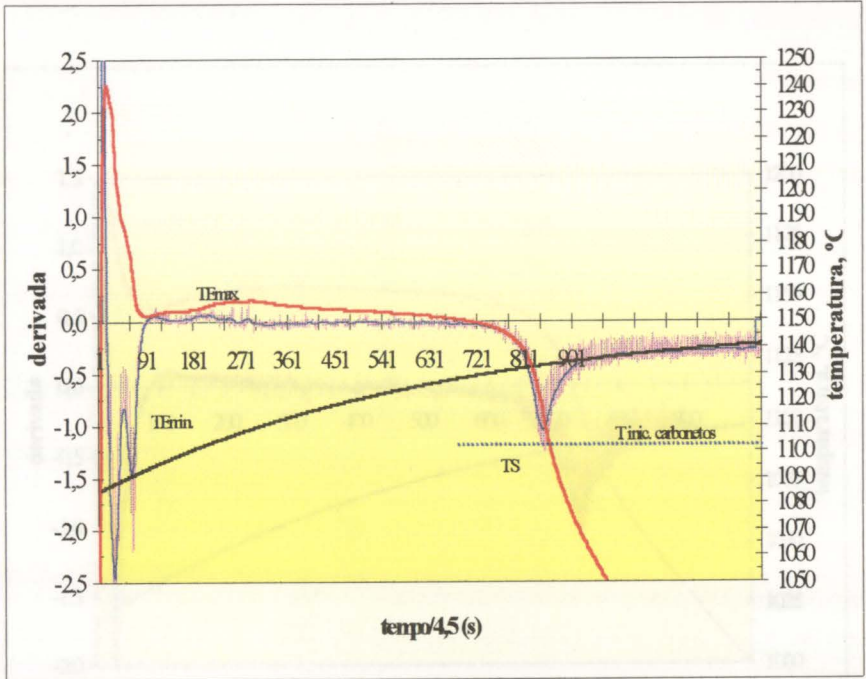


M180404 $T(^{\circ}\text{C}) = 1458$
 %CE - 4.32 % C - 3.45 % Si - 2.47

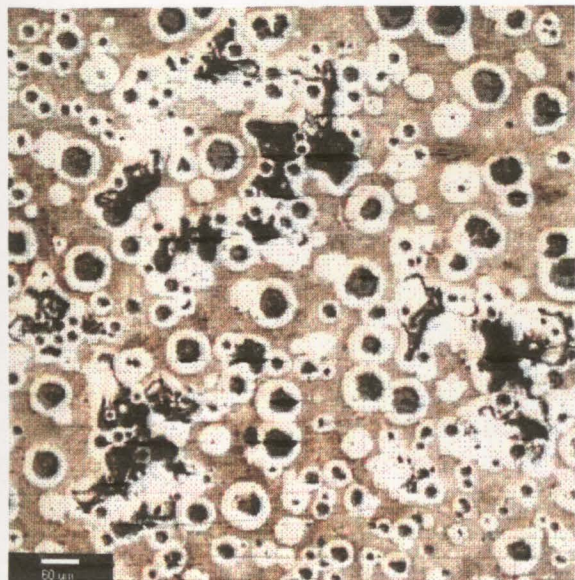
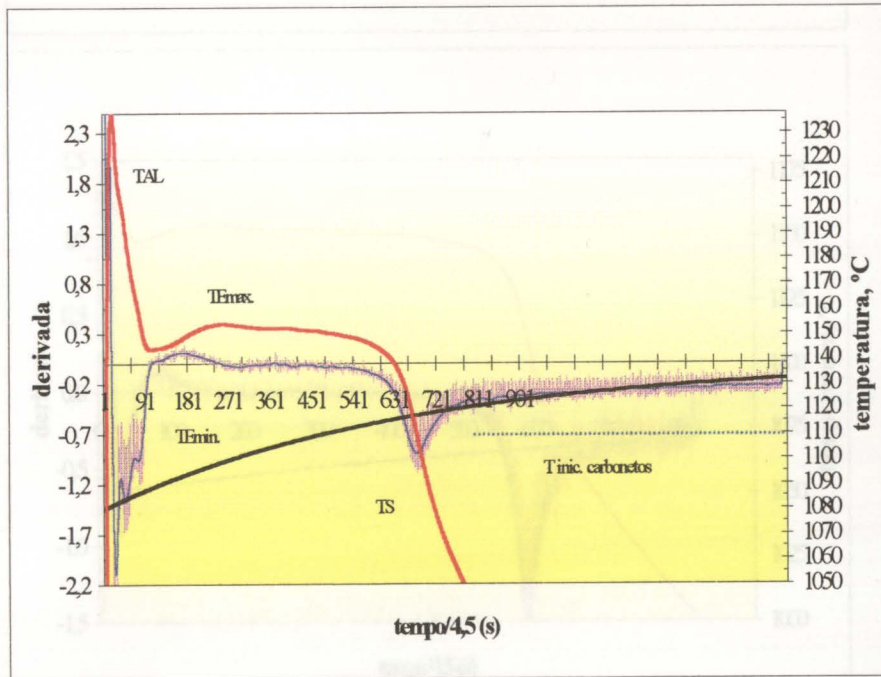




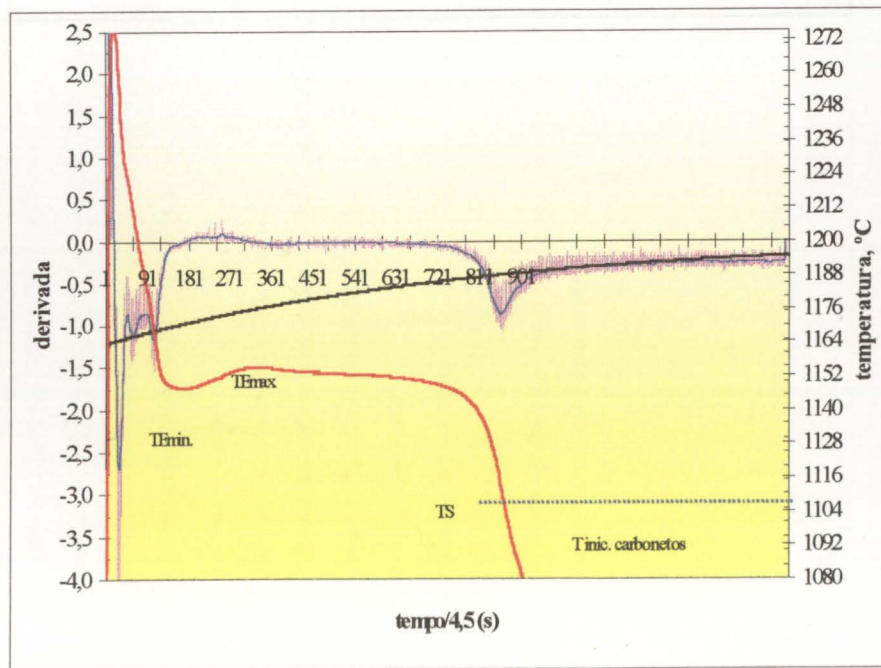
M180405 $T(^{\circ}\text{C}) = 1430$
 % CE - 4.42 % C - 3.6 % Si - 2.45

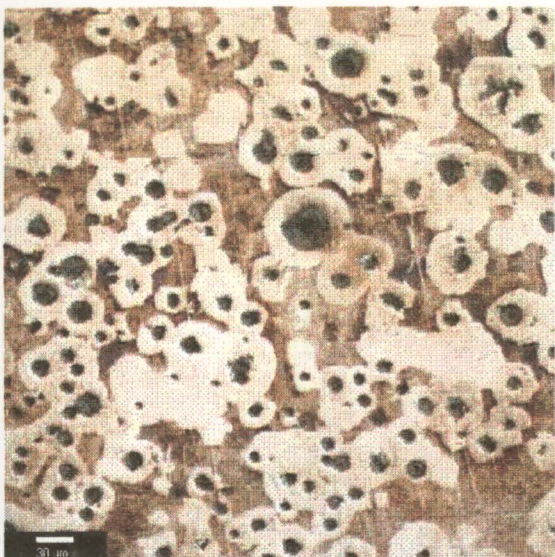


M200409 $T(^{\circ}\text{C}) = 1450$
 % CE - 4.38 % C - 3.5 % Si - 2.64

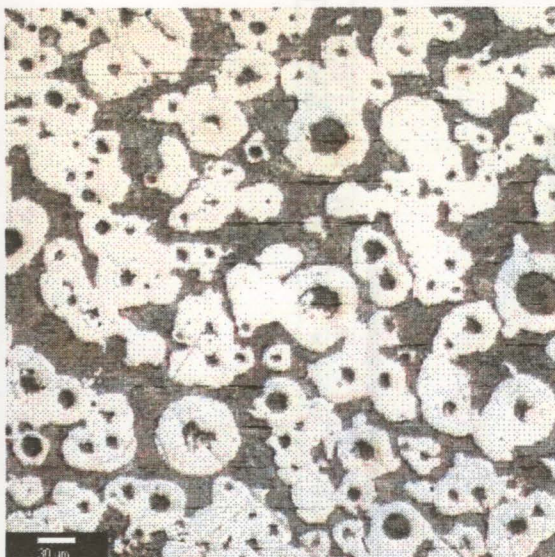
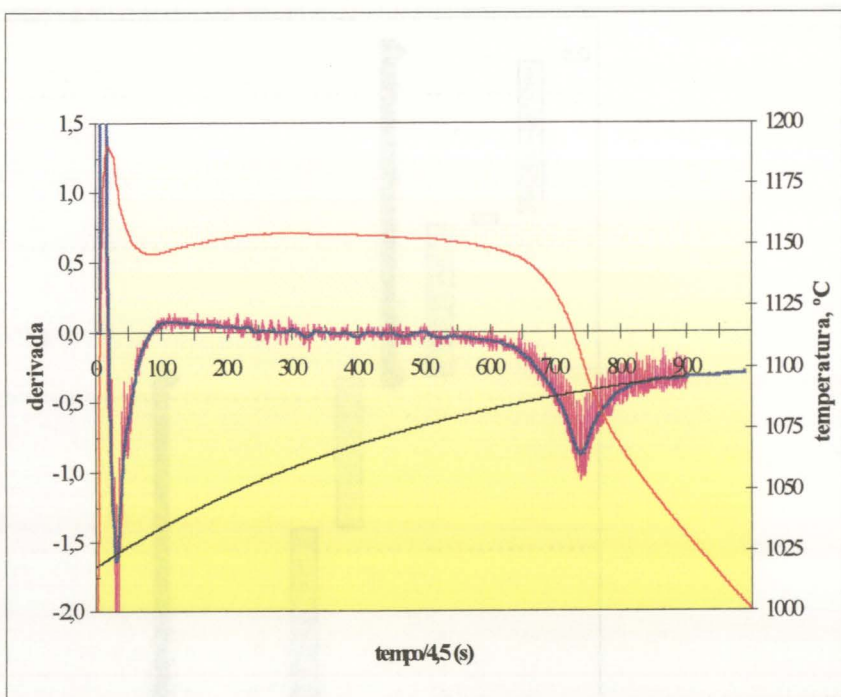


M200410 $T(^{\circ}\text{C}) = 1460$
 % CE - 4.42 % C - 3.6 % Si - 2.47

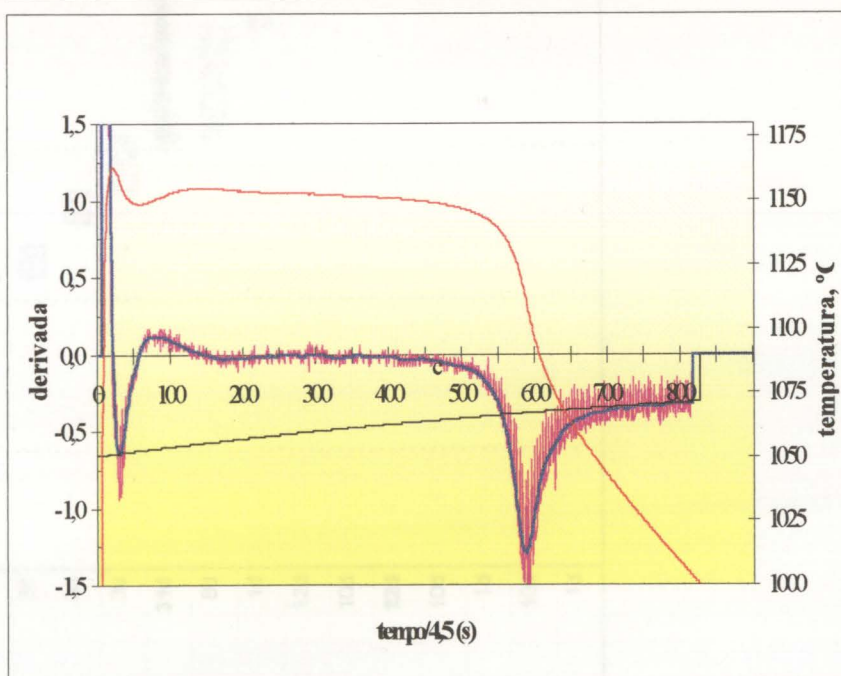


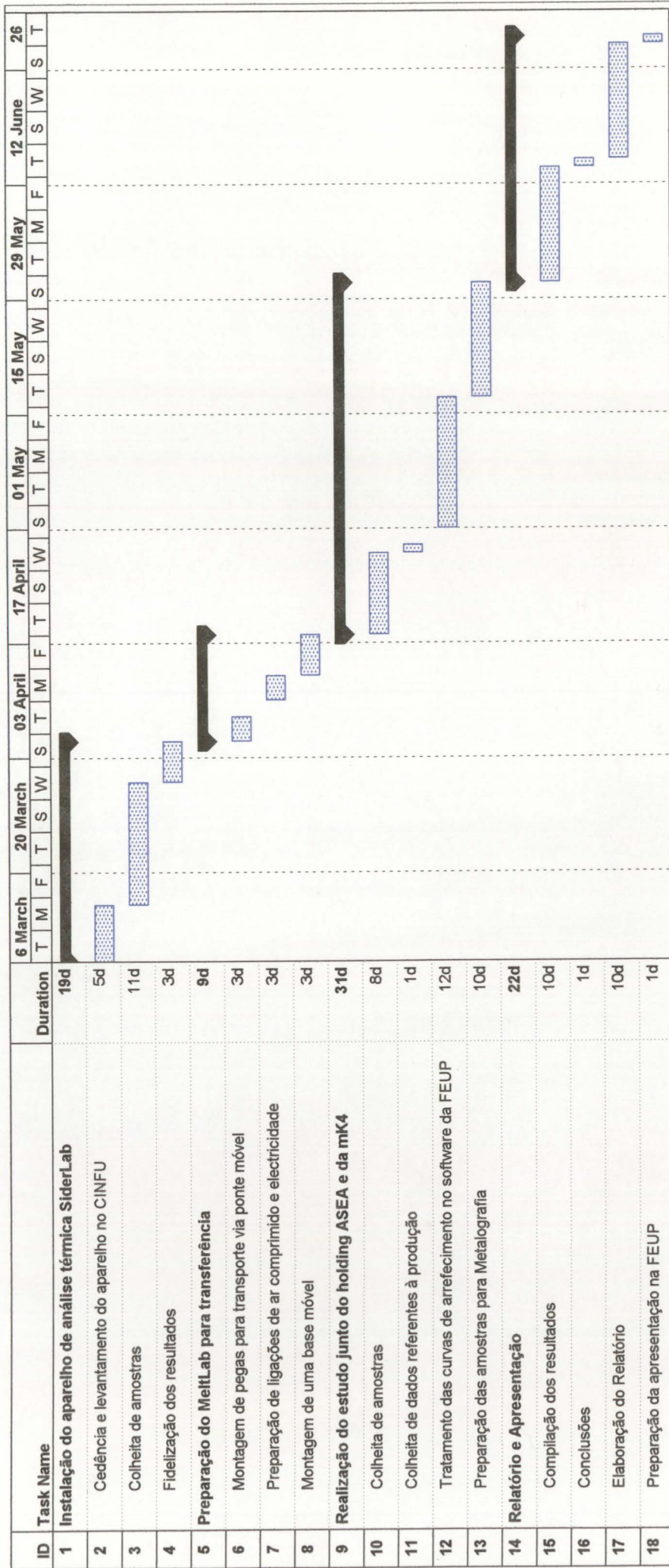


M050601 $T(^{\circ}\text{C}) = 1455$
4.30 CE - 3.5 C - 2.41 Si



M050602 $T(^{\circ}\text{C}) = 1440$
4.36 CE - 3.5 C - 2.57 Si







FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO

BIBLIOTECA



0000088364