

**Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto**

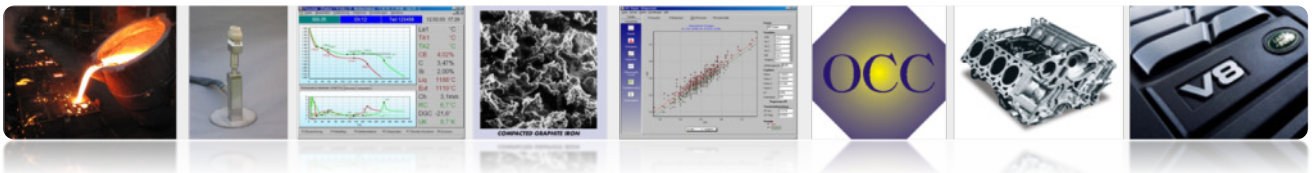
**Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais**

---

**Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais**



# Desenvolvimento de um modelo matemático para uma classificação automatizada de curvas de análise térmica provenientes da produção de ferro compacto



---

**Autor:** João Cunha

**Orientador:** Prof. Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro

**Orientador na empresa:** Mestre Vítor Anjos

**Julho 2009**

<i>CANDIDATO</i>	João Paulo Machado Cunha	<i>Código</i>	020508025
<i>TÍTULO</i>	Desenvolvimento de um modelo matemático para uma classificação automatizada de curvas de análise térmica provenientes da produção de ferro compacto		
<i>DATA</i>	17 de Setembro de 2009		
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala C 603 - 10h00		
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i>	Professor Doutor Henrique Manuel Cunha Martins dos Santos	DEMM/FEUP
	<i>Arguente</i>	Professor Doutor António Alberto Caetano Monteiro	DEM/EEUM
	<i>Orientador</i>	Professor Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro	DEMM/FEUP

## **Prefácio**

O presente documento corresponde à elaboração da dissertação de mestrado com o propósito da obtenção do grau de mestre na área de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, na Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, pelo Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. A tese reúne a descrição do trabalho realizado na empresa **Octogon Computers Concepts, GmbH**, em Mönchengladbach, na Alemanha, entre Março e Julho de 2009, objectivando-se o desenvolvimento de um modelo matemático para a classificação de curvas de análise térmica para o controlo da produção de ferro compacto.

## Resumo

A produção de ferro compacto revela-se bastante delicada na medida em que as tolerâncias exigidas para com os parâmetros de produção, no sentido de se obter peças sãs dentro das especificações pretendidas, são bastante reduzidas.

O controlo da produção através da análise térmica tem contribuído significativamente para a produção eficiente de componentes mecânicos em ferro compacto para a indústria automóvel e naval.

Neste trabalho é proposto um sistema diligente baseado num modelo matemático, desenvolvido para o efeito, para o controlo e ajuste automático dos parâmetros de produção de ferro compacto com recurso à análise térmica, para um processo de produção em forno de vazamento.

O trabalho apresentado descreve três métodos desenvolvidos para a classificação de curvas de análise térmica e determinação dos respectivos parâmetros de produção, nodularidade e densidade de partículas, com o propósito de se obter uma relação directa entre as curvas de análise térmica, estrutura e respectivas propriedades mecânicas.

Foi avaliada a precisão de cada método de forma individual, determinando-se assim o método mais eficiente para integrar no modelo matemático final.

De acordo com o tema proposto começa-se por circunscrever um enquadramento teórico sobre ferros fundidos, com especial realce para a produção de ferro fundido de grafite compacta e o estado da arte no que respeita ao controlo do processo de produção. Posteriormente faz-se uma abordagem ao princípio subjacente ao funcionamento do modelo matemático que se pretende desenvolver, num processo de produção de ferro compacto para forno de vazamento automático, descrevendo-se de seguida o procedimento adoptado na elaboração do trabalho prático e no desenvolvimento dos métodos de classificação de curvas de análise térmica.

Por fim é realizada uma avaliação dos métodos e efectuada uma reflexão sobre as características do modelo matemático desenvolvido, as suas vantagens e limitações.

**Palavras-chave:** Ferros fundidos, grafite compacta (vermicular), análise térmica, curva de arrefecimento, reacção eutética, controlo de produção, tratamento de nodularização.

## **Abstract**

The CGI production reveals a very narrow window in respect to the parameters that provides the compacted graphite morphology. The production parameters are the magnesium and inoculants' additions. The process control is therefore essential to guarantee the correct production of CGI. Thermal analysis has much contributed to the development of process control methodology for the production of this type of cast iron. Based on the process control methodology developed by OCC GmbH, this work proposes a mathematical model for the automatic classification of the curves by the determination of the parameters indexes. It is presented 3 methods for the curves classification, method A, method B, and method C. From the developed methods, the method C was determined to provide the best precision in relation to the other methods developed. The main objective of the work was to relate the metallurgical variables of the CGI structures with the curves and its classification and prediction.

The method was applied to the mathematical model and then evaluated under production situation. The results showed that the method was suitable to the production process for which the mathematical model was developed. Beside this, it was showed that the mathematical model can be applied to different components production by simply changing the window process. The metallurgical variables are then related to the curves showing the basis of the work developed.

**Keywords:** Compacted graphite iron, Thermal analysis, cooling curves, production control, Magnesium treatment

## **Agradecimentos**

Gostaria de agradecer em primeiro lugar ao meu orientador e professor Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro, todo o apoio, ajuda e orientação que me disponibilizou de modo a que fosse possível a realização deste trabalho.

Quero agradecer também à OCC GmbH, no que concerne à oportunidade concedida para a concretização deste trabalho e todo o conhecimento transmitido durante esse período, acabando por contribuir indirectamente para um crescimento e realização pessoal.

Ao meu orientador de campo, colega e amigo Vítor Anjos agradeço toda a disponibilidade, instrução paciência e apoio incondicional demonstrado durante a elaboração desta tese.

Devo também, uma palavra de carinho e apreço a todas as pessoas que facilitaram a minha integração a um ambiente completamente desconhecido e por isso novo, possibilitando uma adaptação e estada relativamente tranquila e agradável, em especial à família Baumgart, Oliver Braunschweiger e Jens Mertens.

Agradeço ainda a todo o meu círculo de amigos a amizade, o carinho e apoio que foram demonstrando ao longo deste período, nunca deixando que a distância fosse um obstáculo.

Por fim, gostaria de agradecer de forma especial aos meus amados pais e à minha querida irmã pelo apoio que são em todos os momentos.

A todos, o meu mais sincero agradecimento.

*“Ora et labora”*

# Índice

<b>1 – Enquadramento teórico .....</b>	<b>1</b>
1.1 Ferro compacto .....	1
1.2 Efeito das variáveis metalúrgicas nas propriedades dos ferros compactos.....	3
1.2.1 Morfologia da grafite .....	3
1.2.2 Estrutura da matriz.....	6
1.2.3 Composição química .....	7
1.2.4 Velocidade de arrefecimento e módulo de secção .....	8
1.2.5 Tratamentos realizados ao banho metálico .....	9
1.3 Produção de ferro compacto .....	14
1.3.1 Produção de ferro compacto através de forno de vazamento automático .....	14
1.3.2 Produção de ferro compacto através de colher de vazamento .....	15
1.4 Dificuldades na produção.....	16
1.5 Estado da arte no controlo do processo de produção .....	18
1.5.1 Processo de controlo para forno de vazamento .....	19
1.6 Cartuchos de análise térmica .....	20
1.7 Métodos de comparação de curvas .....	21
<b>2 – Introdução ao funcionamento do modelo matemático na produção de ferro compacto.....</b>	<b>22</b>
2.1 Aplicação do modelo matemático na produção de ferro compacto através de forno de vazamento .....	23
2.2 Descrição do conceito subjacente ao modelo matemático .....	24
<b>3 – Materiais e métodos .....</b>	<b>26</b>
3.1 Descrição do trabalho prático realizado para o desenvolvimento do modelo matemático.....	26
3.1.1 Caracterização e planificação dos testes realizados.....	26
3.1.2 Procedimento para o desenvolvimento da matriz base para o modelo matemático .....	27
3.2 Preparação laboratorial das amostras para avaliação microestrutural .....	28
3.2.1 Controlo dos resultados .....	30
3.3 Desenvolvimento da matriz base para o modelo matemático .....	31
3.4 Relação entre as microestruturas, propriedades mecânicas e curvas de análise térmica presentes na matriz .....	34
3.5 Desenvolvimento do modelo matemático.....	39
3.5.1 MÉTODO A.....	40
3.5.2 MÉTODO B.....	42
3.5.3 MÉTODO C.....	46
<b>4 – Apresentação dos resultados.....</b>	<b>51</b>
4.1 Avaliação do método A .....	51
4.2 Avaliação do método B .....	52
4.3 Avaliação do método C .....	53
<b>5 – Discussão.....</b>	<b>54</b>
<b>6 – Conclusões.....</b>	<b>59</b>
<b>Sugestões para trabalhos futuros.....</b>	<b>60</b>
<b>Referências bibliográficas .....</b>	<b>61</b>

<b>Anexo I .....</b>	<b>65</b>
<b>Anexo II .....</b>	<b>67</b>
<b>Anexo III .....</b>	<b>68</b>
<b>Anexo IV .....</b>	<b>71</b>
<b>Anexo V .....</b>	<b>73</b>
<b>Anexo VI .....</b>	<b>74</b>
<b>Anexo VII .....</b>	<b>78</b>



# 1 – Enquadramento teórico

## 1.1 Ferro compacto

Os ferros fundidos compactos foram desenvolvidos inadvertidamente nos anos 40, sendo fruto de adições insuficientes de elementos modificadores da grafite, como o magnésio, cério e terras raras durante a produção de ferro nodular. No entanto, só a partir de 1965, é que esta classe foi adicionada à família de ferros fundidos, sendo-lhe somente nesta altura atribuído reconhecimento como um material com propriedades distintas que requer técnicas de produção distintas. Este atraso, deve-se essencialmente às dificuldades inerentes à sua correcta produção, devido à estreita tolerância em termos de adições de magnésio e outros elementos modificadores que estrutura compacta possui. Só mais recentemente, com a evolução das tecnologias para o controlo de produção, foi possível desenvolver métodos adequados à sua produção [1] [2] [3].

Este tipo de ferro fundido oferece propriedades intermédias entre os ferros lamelares e os ferros nodulares. A tabela 1 fornece uma comparação das propriedades mecânicas e físicas dos ferros compacto relativamente aos outros tipos de ferros fundidos cinzentos [4].

**Tabela 1 - Principais propriedades mecânicas e físicas dos diferentes tipos de ferros fundidos cinzentos [1][5]**

Propriedades	Ferro Compacto	Ferro Nodular	Ferro Lamelar
Resistência à tracção (MPa)	300 - 600	400 - 700	160 - 320
Alongamento (%)	3 - 6	6 -25	-
Módulo de elasticidade (MPa)	1540	1680	1260
Energia absorvida à fractura pelo ensaio Charpy (J)	3 -7	17	-
Condutividade térmica W/m.K	41,87 - 50,24	33,49 - 37,68	46,05 - 58,62

Apesar do ferro compacto existir há mais de 40 anos, as suas aplicações foram inicialmente limitadas a peças de geometria simples, sem grandes variações de espessuras das paredes, como lingoteiras, tubos de escape para automóveis, apoios para os motores de tractores de trabalho pesado, cárteres, entre outros [3][4].

O desenvolvimento e modernização dos sistemas de medição e controlo, aliado aos desenvolvimentos da indústria da fundição, na década de 90, possibilitaram o desenvolvimento de motores a diesel em ferro compacto para veículos ligeiros e pesados, permitindo ainda o fabrico controlado de peças com secções finas.

A primeira aplicação industrial de larga escala do ferro compacto foi a produção em massa de cabeças de motor para os motores a diesel da indústria naval [4][6].

A principal razão para o interesse neste material reside na combinação de propriedades físicas e mecânicas, que possibilitam uma engenharia do produto mais eficiente. Isto é relativamente importante, quando se pretende produzir cilindros ou blocos de motor, possibilitando uma minimização das espessuras de secção dos componentes, permitindo desta forma uma redução significativa de peso sem que por isso exista uma diminuição da resistência mecânica, mantendo da

mesma forma boas características e propriedades de amortecimento de vibrações e condutividade térmica às exigentes temperaturas e condições de trabalho. Todos estes factos são determinantes na escolha de materiais para a produção deste tipo de componentes [3].

No que diz respeito a aplicações de mercado actuais, as principais indústrias existentes para o ferro compacto são sem dúvida a indústria automóvel e a indústria naval [6][7].

O ferro compacto tem vindo a ser mencionado na indústria como um material de futuro, havendo um crescente interesse dos mais variados fabricantes de automóveis como a *Audi, Ford, DAF, Hyundai, MAN, Mercedes, PSA, Volkswagen* e *Volvo* [3].

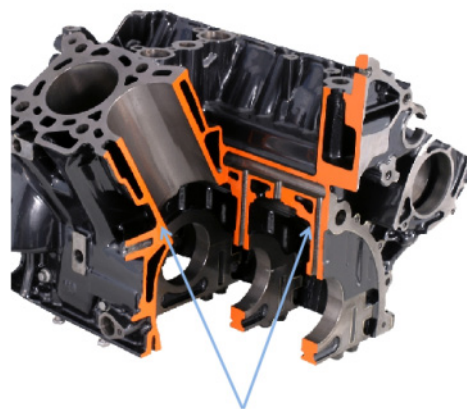
Os materiais que competem directamente com o ferro compacto no que respeita a aplicações potenciais, como é o caso de blocos de motor, são o alumínio e o ferro lamelar. Contudo, verifica-se que o ferro compacto possui inúmeras vantagens relativamente a estes materiais. Quando comparado com o ferro lamelar o ferro compacto apresenta uma resistência à tracção mais elevada, o dobro da resistência à fadiga e de resposta a forças de tensão-compressão.

Comparativamente com as ligas de alumínio normalmente produzidas para estes tipos de componentes, o ferro compacto apresenta uma resistência à tracção 80% superior e uma resistência à fadiga 5 vezes mais elevada do que a do alumínio a 200°C [8]. Contudo, o seu processamento adiou durante alguns anos a sua rápida afirmação na indústria automóvel, devido aos diferentes factores de produção, que serão detalhadamente abordados nos capítulos seguintes, que tornam a sua elaboração de difícil execução, sendo que os maiores investimentos têm sido efectuados no desenvolvimento de técnicas de produção eficazes para a sua obtenção.

A correcta produção de ferro compacto tem uma influência directa nas suas propriedades, isto é, é necessário entender e conhecer as principais variáveis que são determinantes na obtenção das características especificadas para os componentes que se quer produzir.

As principais variáveis para a obtenção das propriedades características dos ferros compactos durante a sua produção são: a morfologia da grafite, a velocidade de arrefecimento, a natureza da matriz metálica, nodularidade, composição do metal base e espessura das secções do fundido. Todas estas variáveis se relacionam nas características finais dos componentes [1].

As figuras 2 e 3 apresentam as principais aplicações deste material na indústria automóvel.



Redução da espessura de secção transversal

**Fig. 1 - Exemplo de um bloco de motor V6 demonstrando os benefícios a nível de desenvolvimento do produto pela redução da espessura de secção das paredes [8]**



Fig. 2 - Blocos de motor diesel V6 [9]



Fig. 3 - Cabeça de motor para veículos pesados [9]

A tabela 2 fornece a informação relativa às gamas existentes de ferro compacto e a sua resistência mecânica.

Tabela 2 - Propriedades mecânicas em função das diferentes gamas especificadas pela norma ASTM 842-04 [10]

Propriedades mecânicas	Gamas de ferro fundido de grafite compacta				
	CGI 250	CGI 300	CGI 350	CGI 400	CGI 450
Resistência à tracção, mínima, MPa	250	300	350	400	450
Tensão limite convencional de elasticidade $R_{0,2}$ , mínimo, MPa	175	210	245	280	315
Alongamento em 50 mm, mínimo, %	3,0	1,5	1,0	1,0	1,0

## 1.2 Efeito das variáveis metalúrgicas nas propriedades dos ferros compactos

### 1.2.1 Morfologia da grafite

O ferro compacto caracteriza-se pelo aspecto e forma da grafite presente na sua microestrutura. Este tipo de grafite é denominado de grafite vermicular ou compacta, aparecendo na microestrutura em conjuntos interconectados dentro da célula eutética, forma III (vide anexo I) segundo a norma ISO EN 945. A figura 4 apresenta uma comparação entre as microestruturas de 3 tipos de ferros cinzentos, lamelar, compacto e nodular.

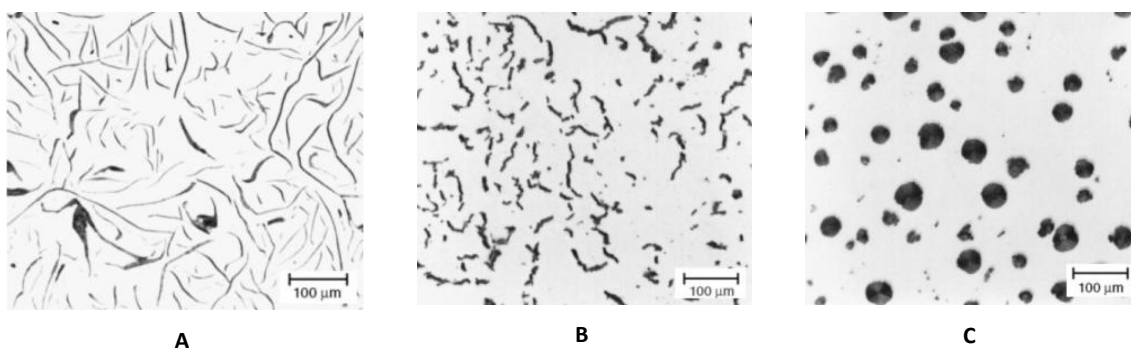


Fig. 4 - Microestruturas características de 3 tipos de ferros fundidos cinzentos: A-Lamelar, B- Compacta, C-Nodular. [1]

A figura 4b apresenta uma microestrutura característica de ferro compacto, onde é possível verificar que a grafite assume a forma de pequenos “vermes”, observando-se ainda a presença de pequenos nódulos de grafite. A nodularidade, ou presença de grafite de forma IV (vide anexo I), é um parâmetro microestrutural importante na produção de ferro compacto, sendo este parâmetro na

indústria automóvel mantido entre os 5 - 15%, não devendo as estruturas também apresentar vestígios de grafite lamelar, no sentido de se obter as propriedades mecânicas pretendidas [1].

A figura 5 apresenta o gráfico tensão – deformação evidenciando o comportamento dos 3 tipos de ferros cinzentos quando sujeitos a uma força uniaxial.

A grafite compacta exhibe uma morfologia alongada e orientada aleatoriamente na estrutura, em semelhança às partículas de grafite lamelar (fig.4(a)), no entanto as partículas de grafite compacta são mais espessas, curtas e possuem pontas arredondadas tornando a formação e propagação de fissuras mais difícil. Este facto é importante no que respeita às propriedades mecânicas e físicas do ferro compacto [1][11].

A grafite apresenta uma resistência mecânica desprezável comparativamente com a matriz metálica, contudo a sua influência nas características e propriedades mecânicas revela-se importante visto as partículas de grafite actuarem na matriz metálica como descontinuidades, assemelhando-se a um efeito de entalhe originando concentração de tensões [11].

Bazar *et al*, citado em [12], refere que a forma da grafite é um factor determinante nas propriedades mecânicas, devendo-se essencialmente à forma como a grafite se relaciona com a matriz, a interface existente entre a grafite e a matriz aumenta desde grafite nodular até à lamelar diminuindo a área que está sujeita a tensões de tracção. Este facto contribui para o aumento de tensões locais. No entanto, o facto de a grafite compacta possuir uma morfologia arredondada nas suas pontas alivia o efeito de entalhe que, por exemplo, a grafite lamelar provoca na matriz.

Na figura 6, está patente o efeito de entalhe das diferentes morfologias nas linhas de fluxo de tensões.

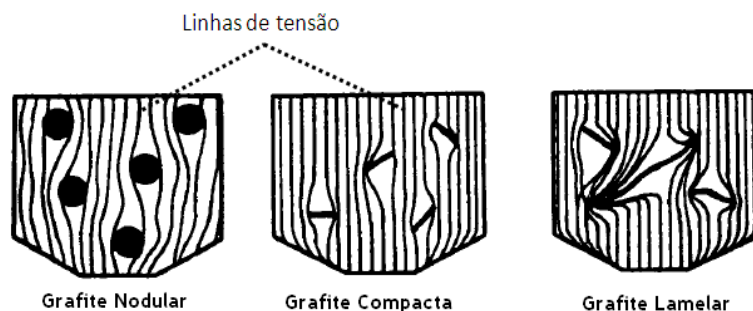


Fig. 6 – Efeito da morfologia dos diferentes tipos de grafite nas linhas de tensão da estrutura [13]

Pela observação da figura verifica-se que a morfologia lamelar apresenta um efeito de entalhe mais pronunciado, estando na origem das menores características mecânicas deste tipo de ferros

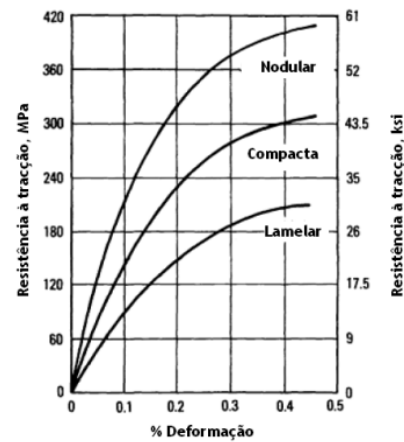


Fig. 5 - Curvas Tensão-deformação para os diferentes ferros fundidos cinzentos [1]

fundidos. Já os ferros compactos apresentam um efeito de entalhe menos significativo, comprovado pelo alongamento e ductilidade evidenciados em ensaios de tracção.

Assim, comparativamente com o ferro lamelar e o nodular, o ferro compacto apresenta propriedades intermédias, evidenciando uma maior resistência à tracção e ductilidade do que o ferro lamelar mas no entanto as mesmas são inferiores aos valores apresentados pelo ferro nodular. Contudo, possuem uma condutividade térmica e capacidade de atenuação de vibrações superiores às apresentadas pelos ferros nodulares, como se verifica na tabela 3 [1][14].

Relativamente a propriedades físicas verifica-se, segundo Holmegren [15], que a morfologia da grafite afecta significativamente a condutividade térmica dos ferros fundidos, visto o transporte de calor, nos ferros fundidos, ser efectuado maioritariamente pela fase grafitica, como se verifica na tabela 3.

**Tabela 3 – Condutividade térmica dos constituintes microestruturais dos ferros fundidos [16]**

<b>Constituintes estruturais</b>	<b>Condutividade Térmica (W/m.K) a 100°C</b>
<b>Grafite (plano basal)</b>	419
<b>Grafite (eixo C)</b>	20
<b>Ferrite</b>	80
<b>Perlite</b>	50
<b>Cementite</b>	7

No entanto, na tabela 3 demonstra-se também que a condutividade da grafite depende da sua orientação no plano de crescimento, verificando-se que as condutividades térmicas mais elevadas são apresentadas pela grafite que cresce sob o plano basal, estando esta relacionada com a morfologia lamelar.

Nos ferros compactos o aumento da nodularidade provoca uma diminuição da condutividade térmica, propriedade importante para o desempenho de blocos de motor, vistos gradientes térmicos a que estes estão sujeitos em serviço. Este é um factor relevante no ferro compacto na medida em que afecta as propriedades mecânicas e térmicas, visto que o aumento da nodularidade é acompanhado por um aumento da resistência mecânica em detrimento da condutividade térmica e maquinabilidade. As especificações das microestruturas do ferro compacto devem sempre ter em atenção tanto o desempenho do produto como a produção do mesmo. A nodularidade depende assim do produto a ser desenvolvido. De notar no entanto que, para blocos de motor esta não deve ser superior a 20%, as geometrias complexas associadas a elevadas cargas e gradientes térmicos requerem um controlo apertado dos níveis de nodularidade. Em contraste, para colectores de gases a nodularidade pode chegar aos 50%, dado que o componente não é sujeito a elevados gradientes térmicos [11]. No anexo II apresenta-se a condutividade térmica para os diferentes ferros fundidos. Demonstrando-se a influência da morfologia da grafite na condutividade térmica a diferentes temperaturas de trabalho.

### 1.2.2 Estrutura da matriz

Nos ferros compactos, a determinação da matriz metálica depende em grande parte das aplicações do componente. Colectores de gases são produzidos com uma matriz maioritariamente ferrítica (95% de ferrite presente na estrutura), privilegiando a estabilidade dimensional a altas temperaturas. Blocos e cabeças de motor são produzidos com uma matriz essencialmente perlítica dando origem a mais elevadas resistências do material [17].

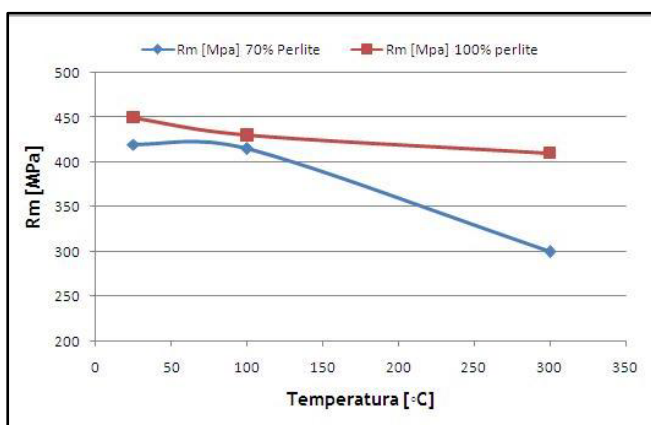
O ferro compacto possui uma tendência natural a solidificar com uma matriz maioritariamente ferrítica, devido aos elevados teores em silício que promovem a estabilização da ferrite. Por este facto, as estruturas perlíticas são obtidas com adições ao banho metálico de elementos perlitizantes, como estanho, cobre e níquel, que favorecem e estabilizam a formação de perlite [1].

As duas estruturas originam propriedades mecânicas díspares, desta forma, estruturas que exibem uma matriz perlítica apresentam valores de resistência à tracção e dureza mais elevados do que a matriz ferrítica, em detrimento da ductilidade. Isto deve-se essencialmente ao facto da matriz perlítica ser constituída por colónias de lamelas alternadas de ferrite e cementite, que agem como obstáculos naturais à movimentação das deslocações e propagação de fissuras. A tabela 4 apresenta a relação entre as estruturas da matriz e as propriedades mecânicas.

**Tabela 4 - Propriedades mecânicas de um ferro compacto para as diferentes matrizes obtidas [1]**

Matriz metálica	Resistência à tracção (MPa)	Alongamento (%)	Dureza HB
Ferrítica	250-380	3-8	130-179
Perlítica	405-620	1-2	207-269

*Nota: testes efectuados numa barra de 30 mm de diâmetro, vazados isoladamente*



**Fig. 7 - Influência do teor em perlite no registo da resistência mecânica em função da temperatura para ferros compactos com 10% nodularidade, dados obtidos a partir da tabela 1 da bibliografia [18]**

A figura 7 demonstra o efeito do teor em perlite na resistência à tracção em função da temperatura. Pela observação da figura conclui-se que as amostras com uma matriz metálica 100% perlíticas apresentam valores de resistência mecânica mais elevados do que as estruturas que possuem fracções ferríticas. Verifica-se ainda uma menor variação da resistência à tracção em função da temperatura para as estruturas 100% perlíticas, 450 - 400 MPa, em comparação com os valores apresentados para as

estruturas com menores teores de perlite variando desde 410 MPa até 300 MPa [18].

### 1.2.3 Composição química

No que respeita à composição química, o papel dos diversos elementos na elaboração dos ferros compactos é de extrema importância, sendo que a manipulação destes influencia o potencial de grafitação do banho metálico assim como a estrutura e propriedades da matriz, permitindo obter a estrutura pretendida para as propriedades mecânicas especificadas, não esquecendo a influência conjunta das variáveis já mencionadas. A tabela 5 fornece indicação das gamas de composições típicas de metal base para a elaboração de um ferro compacto.

**Tabela 5 - Intervalos de composição do metal base para a produção de ferro compacto [1]**

Composição química do metal base							
% C	% Si	% P	% S	% Mn	% Cu	% Sn	% Mo
3,1 - 4,0	1,7 - 3,0	<0,06	0,01 - 0,02	0,1-0,6	0,4 - 0,65	0,03 - 0,06	0,5 -1

Teores crescentes em carbono e silício aumentam o potencial grafitante do banho metálico, reduzindo a tendência à formação de carbonetos, contribuindo no entanto negativamente para com as propriedades mecânicas, como por exemplo a resistência à tracção, visto o silício promover a formação da ferrite [1][11].

O teor em manganês deve ser contrabalançado com o teor em enxofre no banho, de forma a evitar a formação de sulfuretos de enxofre, FeS, nas fronteiras de grão influenciando negativamente a resistência do material. O manganês combina-se com o enxofre formando sulfuretos de manganês (MnS) que se distribuem pelos homoganeamente pelos grãos [1].

Elementos como o cobre ( $\pm 0,8\%$ ) e estanho ( $\pm 0,15\%$ ) aumentam o potencial de grafitação durante a reacção eutética aumentando o intervalo existente entre a temperatura eutética estável e metaestável, mas no entanto diminuem a difusão do carbono na matriz durante a reacção eutectoide, promovendo a formação da matriz perlítica. Estes elementos permanecem em solução sólida na matriz. O vanádio, molibdénio, tungsténio e crómio diminuem o potencial grafitante do banho metálico aumentando a tendência à formação de carbonetos [1][11].

O magnésio, o cério e terras raras são elementos adicionados intencionalmente ao banho metálico com objectivo à produção de ferro nodular ou compacto, pois promovem a modificação da morfologia grafite [1].

A figura 8 resume o efeito dos diversos elementos nas temperaturas eutéticas metaestável e estável.

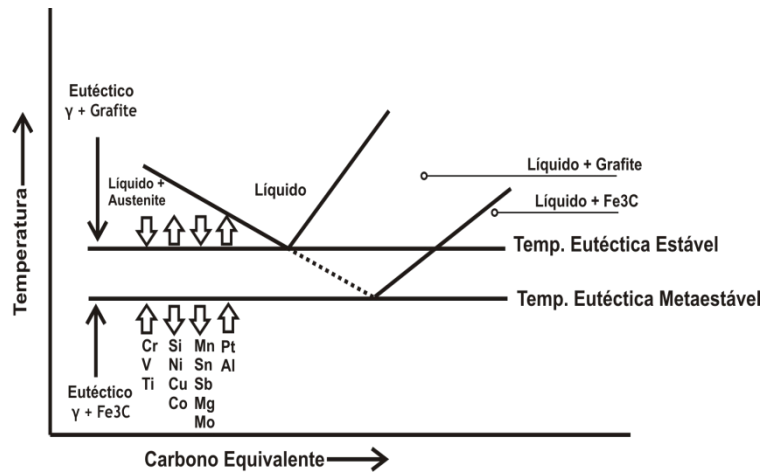


Fig. 8 – Influência dos diversos elementos nas temperaturas eutéticas estável e metaestável [19]

### 1.2.4 Velocidade de arrefecimento e módulo de secção

A par da composição química, a velocidade de arrefecimento é uma variável que também possui uma grande influência na estrutura final e por conseguinte nas propriedades mecânicas. De facto, uma mesma composição química pode dar origem a estruturas eutéticas diferentes dependendo da velocidade de arrefecimento. Esta relaciona-se directamente com a espessura de secção do componente que se pretende produzir e a natureza da moldação onde a peça será vazada. Elevadas espessuras de secção produzem velocidades de arrefecimento lentas, o que pode ser contrabalançado pelo tipo de material que compõe a moldação, material com elevada condutibilidade térmica acelera a velocidade de arrefecimento [1][20].

A velocidade de arrefecimento influencia assim a microestrutura e as consequentes propriedades mecânicas. De modo geral, esta variável determina o tempo disponível para a difusão do carbono.

A figura 9 relaciona a resistência à tracção dos ferros lamelares e compactos com a área de secção transversal do fundido. A composição química deve ser prevista de forma a produzir o potencial de grafitação que se pretende para determinada taxa de arrefecimento. Assim para uma determinada composição química, à medida que a espessura de secção da peça aumenta diminui a velocidade de arrefecimento, aumentando a formação de ferrite na matriz diminuindo assim as propriedades mecânicas como a resistência e a dureza.

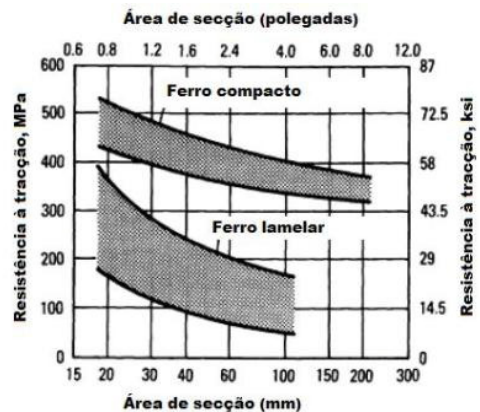


Fig. 9 - Resistência à tracção exibida pelos ferros lamelares e compactos em função da área de secção do fundido [1]



De referir ainda que espessuras de secção transversal reduzidas, em determinadas condições aumentam a velocidade de arrefecimento favorecendo o aumento da nodularidade nestas regiões da peça.

### **1.2.5 Tratamentos realizados ao banho metálico**

Os tratamentos realizados ao banho metálico são de importância extrema na elaboração dos ferros compactos, deles dependem a taxa de nucleação e crescimento da grafite, influenciando o potencial grafitizante do banho metálico e possibilitando ainda a modificação da morfologia grafite resultante.

#### **1.2.5.1 Tratamento de Nodularização**

O tratamento de nodularização consiste na adição de elementos activos ao banho metálico, geralmente ligas de magnésio, cério ou terras raras (lantânio, entre outros), visando a modificação da morfologia da grafite. Este processo é executado de forma semelhante à que se procede para a obtenção da grafite nodular, contudo existem ligeiras diferenças no que respeita aos teores de magnésio que é possível adicionar para a obtenção da grafite compacta [21].

O princípio subjacente a este processo admite que os elementos activos reagem com o enxofre e o oxigénio presentes no banho metálico, sendo estes elementos considerados prejudiciais para o desenvolvimento da grafite compacta e nodular, esta reacção forma no banho metálico compostos do tipo MgO (óxido de magnésio) e o MgS (sulfeto de magnésio), que são posteriormente removidos em conjunto com a escória. O magnésio que não reage com estes elementos permanece no banho metálico e é designado de magnésio residual, influenciando o crescimento e morfologia da grafite [1] [21][22].

Stefanescu [23] refere que a grafite no banho metálico sem a presença de impurezas como o enxofre e o oxigénio possui uma tendência natural a precipitar com uma morfologia nodular, no entanto a presença de elementos como o oxigénio e o enxofre produzem um efeito de anti-nodularização, provocando uma modificação no plano de crescimento da grafite. Segundo a bibliografia [1], o crescimento da grafite compacta é resultado da degeneração da grafite nodular visto a menor presença de elementos nodularizantes adicionados durante o tratamento.

A correcta execução do tratamento depende de diversos factores, sendo que se considera as principais variáveis do tratamento: a composição química do metal base, o agente nodularizante a ser usado, temperatura de tratamento e quantidade de metal a ser tratada.

A tabela 6 faz referência aos vários elementos e a sua influência na forma da grafite.

**Tabela 6 - Influência dos vários elementos na forma da grafite [1]**

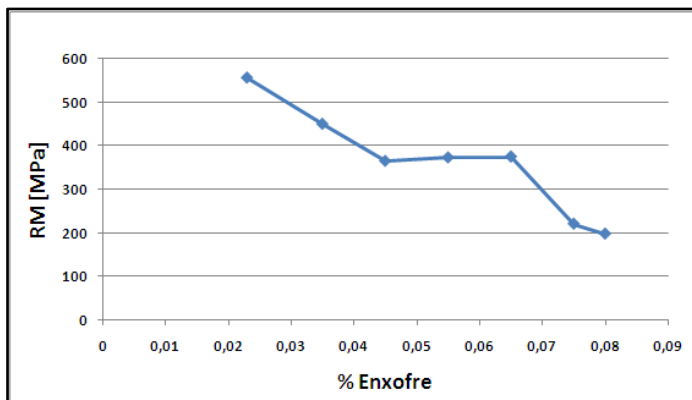
Efeito dos elementos	Elementos
Nodularizantes	Magnésio, Terras raras (Cério, Lantânio,...), Ítrio
Neutros	Ferro, Carbono
Anti-nodularizantes	Titânio, Alumínio, Arsénio, Bismuto, Telúrio, Chumbo, Enxofre, Antimónio

Na bibliografia [1] são sugeridos vários tipos de procedimentos que podem ser seguidos no tratamento de nodularização, sendo eles:

- Tratamento incompleto com ligas de magnésio;
- Tratamento com ligas contendo elementos nodularizantes (magnésio, terras-raras e cálcio) e elementos anti-nodularizantes (titânio e alumínio);
- Tratamento à base de terras raras;
- Tratamento do metal base contendo elevados teores de elementos anti-nodularizantes (enxofre e alumínio), com ligas constituídas por elementos nodularizantes (magnésio e cério);

Verifica-se no entanto que na indústria há uma predominância na utilização de ligas Fe-Si-Mg (6%) para a execução do tratamento que visa a obtenção de ferro compacto. Para além do magnésio como elemento modificador principal, estas ligas possuem na sua composição pequenas adições de elementos activos como o cálcio e terras raras, que no primeiro caso vão ajudar no processo de nucleação da grafite, pois o cálcio não exerce efeito significativo no crescimento da grafite, enquanto o cério e lantânio ajudam no processo de nodularização, visto possuírem grande afinidade para o enxofre e oxigénio [1].

O magnésio a adicionar ao banho deve então ser o necessário para reagir com o enxofre e o oxigénio presentes no banho metálico e produzir a morfologia compacta, tendo em conta que um maior teor de enxofre provoca uma maior necessidade de magnésio, os banhos devem possuir um



**Fig. 10 - Influência do teor em enxofre na resistência mecânica dos ferros compactos, dados obtidos a partir da tabela 3 da bibliografia [12]**

baixo teor de enxofre, dado que este elemento favorece o aparecimento da morfologia lamelar e por conseguinte a diminuição da resistência à tracção. A figura 10 apresenta a influência do enxofre na resistência à tracção de ferros compactos.

As temperaturas de tratamento utilizadas para o tratamento de nodularização dos ferros compactos situam-se entre os 1380 e os 1450°C.

É necessário considerar que o magnésio possui uma tensão de vapor elevada à temperatura de tratamento, o que provoca uma reacção violenta quando adicionado ao banho metálico, levando por conseguinte a uma perda de magnésio devido ao fenómeno de desvanecimento por vaporização que ocorre durante a realização do tratamento. Por isso, quanto mais elevada esta temperatura mais violenta será a reacção, perdendo-se conseqüentemente mais magnésio por vaporização [1][21][24][25]. Existem vários métodos utilizados para a adição das ligas nodularizantes ao banho metálico. Os principais métodos são: *Sandwich*, *Tundish cover*, *Georg Fischer converter*, *in mold* e fio fluxado [1][22].

A prática corrente na indústria para a produção de ferro compacto passa pela utilização de fio fluxado para a adição das ligas nodularizantes, visto se verificar um controlo das adições de magnésio mais preciso [26]. Nas figuras 11 e 12 ilustram-se os esquemas associados aos princípios de funcionamento dos métodos de adição de magnésio, tanto pelo convertedor (fig. 11) como através da introdução de fio fluxado (fig. 12). O convertedor Georg Fischer consiste numa colher especial, completamente fechada, para onde o metal é transferido. Esta colher possui no seu interior uma câmara própria para a colocação da liga nodularizante, que quando a colher (convertedor) se encontra na posição horizontal a câmara não possui contacto com o banho metálico. A execução do tratamento toma lugar quando a colher é colocada na posição vertical, dando origem à reacção do banho metálico com a liga nodularizante [22].

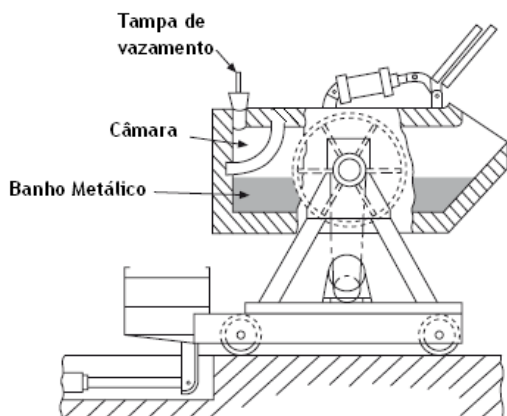


Fig. 11 – Esquema de um convertidor usado no processo de nodularização patentado pela Georg Fisher (1)

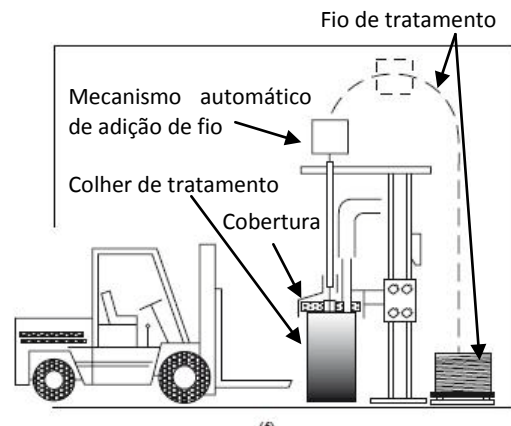
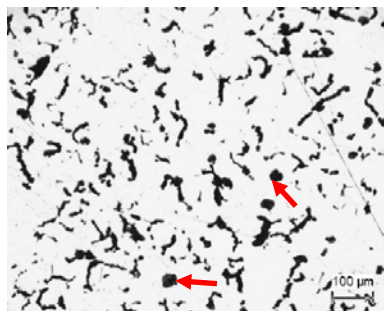


Fig. 12 – Exemplo esquemático do processo de nodularização por fio fluxado (22)

Relativamente ao método de nodularização por fio fluxado, este consiste na introdução ao banho metálico de um fio oco de aço macio, com uma espessura de secção que pode variar desde 4 a 13 mm, contendo no seu interior uma liga de magnésio. O fio é introduzido ao banho metálico contido na colher de tratamento, através de um sistema automático a uma velocidade variável, que é regulada para executar a adição de fio que se pretende, estando a colher com uma cobertura por onde apenas passa o fio de tratamento.

Os teores de magnésio residual para a produção de grafite compacta podem variar entre os 0,007% e os 0,015% de Mg estando estes no entanto dependente de variáveis como tipo componentes a produzir, processo de produção seguido, grau de nodularização pretendido, velocidade de arrefecimento local do fundido, teores de enxofre e magnésio no banho [1][24].

As figuras 13 e 14 apresentam duas microestruturas características de ferro compacto com diferentes níveis de nodularidade. Na figura 13 estão indicadas as partículas de grafite nodular na estrutura compacta.



**Fig. 13 - Microestrutura característica de um ferro compacto com 6% de nodularidade**



**Fig. 14 - Microestrutura de um ferro compacto apresentando 20% de nodularidade**

A tabela 7 resume os efeitos provenientes das variáveis relativas ao tratamento de nodularização.

**Tabela 7 – Variáveis do tratamento de nodularização**

Variáveis do processo	Dependência	Efeitos
Composição química base	Enxofre, Oxigénio	Degeneração da grafite
Agentes nodularizantes	Pressão de vapor exibida	Varia o rendimento do processo usado
Temperatura de tratamento	Temperaturas elevadas	Perda por volatilização
Quantidade de metal tratado	Perdas de calor	Dita a temperatura de vazamento

### 1.2.5.2 Tratamento de Inoculação

Durante a elaboração dos ferros fundidos em geral, verifica-se que a grafite possui dificuldade de germinação no seio do banho metálico. Devido a este facto, recorre-se a um processo denominado de tratamento de inoculação. O tratamento de inoculação é realizado com o objectivo de se promover locais para a nucleação heterogénea da grafite, aumentando-se deste modo o potencial grafitizante do banho. A dificuldade de nucleação da grafite está relacionada com questões termodinâmicas e cinéticas [21]. Segundo a bibliografia, [27], isto deve-se essencialmente ao facto da nucleação homogénea necessitar de sobreaquecimentos elevados para se iniciar a precipitação do eutético. Por outro lado, a natureza física da grafite, sendo uma fase não metálica, não permite velocidades de crescimentos característicos de fases metálicas como por exemplo a austenite.

O tratamento de inoculação permite reduzir o sobreaquecimento necessário para se iniciar a precipitação do eutético, originando que este ocorra a temperaturas superiores à da formação do eutético ledeburítico (equação 1), propiciando assim a formação do eutético estável (equação 2),

impedindo por conseguinte a precipitação de carbonetos e a solidificação a partir do diagrama metaestável.



Sendo este um processo corrente na prática metalúrgica de elaboração dos ferros fundidos cinzentos, independentemente do tipo de grafite, o processo de inoculação consiste numa adição, tão tardia quanto possível, de um agente activo ao banho, geralmente à base de grafite ou de ligas de ferro-silício, que ao dissolver-se no banho fornece uma fase adequada para a formação de grafite. Estas ligas são constituídas por um sistema portador, geralmente ferro e silício, com teores entre os 50 e os 75%, aos quais estão associados elementos activos, como o bário, cério, magnésio, cálcio, estrôncio, zircónio, alumínio e titânio. Segundo a bibliografia [23], estes elementos combinam-se no banho metálico, formando sulfuretos e silicatos, que promovem a formação de locais de germinação da grafite [27].

Na elaboração dos ferros compactos, este tratamento é praticado posteriormente ao tratamento de nodularização, por duas razões, primeiro devido à forte reactividade do magnésio aquando da sua adição ao banho metálico resultando, no caso do tratamento de inoculação ser realizado anteriormente, na destruição de locais possíveis para a nucleação da grafite, minimizando a eficiência do tratamento. A segunda prende-se com o desvanecimento natural do inoculante. Este desvanecimento depende do tempo e da temperatura de realização do tratamento. Elevadas temperaturas de tratamento provocam a dissolução dos centros efectivos no banho metálico disponíveis para a nucleação da grafite. Por outro lado o tempo que leva desde o tratamento para o vazamento do banho metálico também influi na diminuição nos locais de nucleação devido à dissolução destes com o tempo. Tal como para o tratamento de nodularização existem diversos métodos para a realização deste tratamento. Os mais comuns são o tratamento na corrente de vazamento ou por fio fluxado.

Uma característica importante deste processo relaciona-se com a densidade de partículas de grafite que a adição de inoculante proporciona. Este parâmetro é importante pois tem uma influência directa na resistência mecânica do componente, aumentando proporcionalmente a resistência mecânica para determinada nodularidade [1][21][24].

As figuras 15 e 16 apresentam microestruturas com diferentes densidades de partículas, observando-se que a menor densidade de partículas de grafite relaciona-se com o menor número de locais para a germinação, forçando a difusão do carbono para os locais existentes dando origem a partículas de maior dimensão. Na tabela 8 estão resumidas as variáveis do tratamento de inoculação.

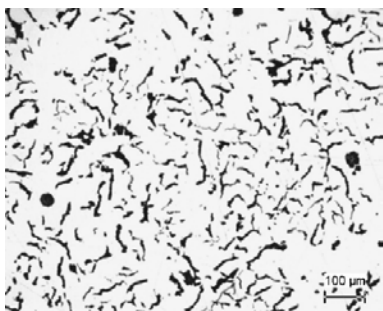


Fig. 15 – Microestrutura apresentando uma densidade de partículas de  $621 \text{ mm}^{-2}$

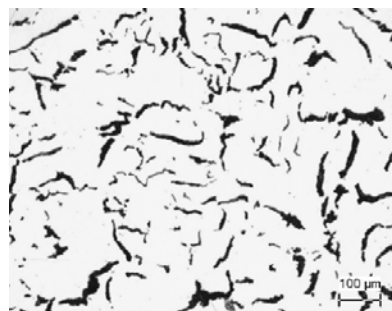


Fig. 16 – Microestrutura apresentando uma densidade de partículas de  $265 \text{ mm}^{-2}$

Tabela 8 - Variáveis do processo de inoculação

Variáveis do processo	Dependências
Composição química base	Carbono equivalente, teores de silício, oxigénio dissolvido, elementos formadores de carbonetos
Velocidade de arrefecimento	Espessura da secção transversal da peça, Velocidade de extracção de calor pelo molde
Estado da superfície do banho	Presença de escória provoca uma diminuição da eficiência do trat.
Técnica de inoculação utilizada	Tempo disponível entre a inoculação e a solidificação
Temperatura de sobreaquecimento	Locais para a nucleação
Inoculante utilizado	Composição, teores, granulometria

### 1.3 Produção de ferro compacto

Na produção de componentes de ferro compacto para a indústria automóvel são utilizados essencialmente dois métodos de produção ferro compacto, são eles a produção a partir de um forno de vazamento automático e a produção a partir de colher de vazamento. A decisão por parte das fundições em adoptar um método de produção em detrimento de outro está relacionada geralmente com volumes de produção, mais elevados para os fornos de vazamento automático.

#### 1.3.1 Produção de ferro compacto através de forno de vazamento automático

O metal base para a produção de ferro compacto deve possuir uma composição química situada nos intervalos de composição referidos na tabela 1, sendo contudo necessário escolher uma composição química que associe variáveis como o carbono equivalente e a velocidade de arrefecimento às propriedades mecânicas que se pretende obter.

A fusão da matéria-prima é efectuada geralmente em fornos de indução, podendo eventualmente ser realizada em fornos de cubilote. No entanto, a primeira situação é preferível devido aos menores níveis de enxofre apresentados pelo banho metálico proveniente dos fornos de indução. No forno de fusão/manutenção são realizadas:

- Adições de elementos perlitizantes, como o cobre, o estanho e o manganês, no caso de se pretender a obtenção de uma matriz perlítica;
- Controlo da temperatura de liquidus e por conseguinte o carbono equivalente, diminuindo-se a temperatura de liquidus com adição de carbono, elevando a mesma com a adição de sucata de aço;

Assim que se atinge os parâmetros de produção estabelecidos à partida, temperatura de liquidus e teores de elementos requeridos, o banho metálico é transferido para uma colher e levado para a estação de tratamento, onde serão realizados os tratamentos de nodularização e inoculação.

As adições de magnésio são efectuadas tendo em conta os teores em elementos como o enxofre e o oxigénio, isto é, a adição deve ser a suficiente para reagir com estes elementos e produzir o máximo de partículas de grafite compacta. Posteriormente a colher é transportada para o forno de vazamento e adicionada ao banho metálico já lá contido. Este processo distingue-se pelo facto de haver uma necessidade constante no controlo do tratamento de nodularização e de inoculação de forma a manter as características necessárias à produção de compacto já existentes no forno de vazamento. A figura 17 apresenta um esquema do processo de produção de ferro compacto a partir de um forno de vazamento.

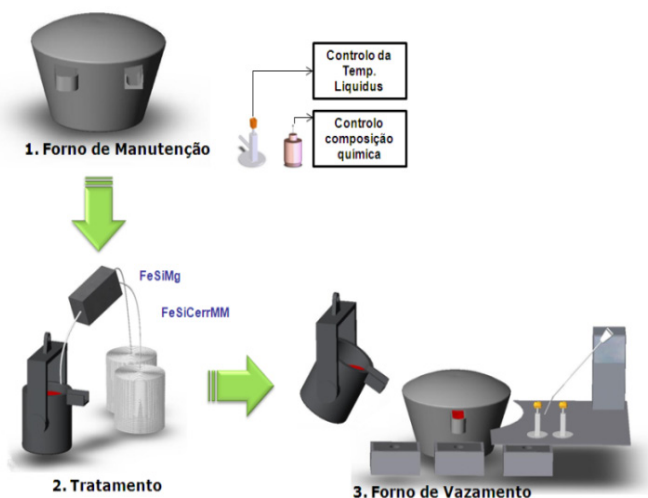


Fig. 17 - Representação esquemática do processo de produção para um forno de vazamento automático

### 1.3.2 Produção de ferro compacto através de colher de vazamento

No que diz respeito ao processo de produção numa colher de vazamento, este caracteriza-se por ser um processo onde o tratamento realizado ao banho metálico (nodularização/inoculação) na colher, deve permitir obter directamente a composição final ideal para o posterior vazamento.

Este processo segue em grande parte o mesmo procedimento do processo exemplificado anteriormente, o metal base é acondicionado no forno de fusão/manutenção até possuir as características pretendidas. De seguida o metal é transferido para a colher de tratamento, sendo

efectuado as respectivas adições de inoculante e magnésio. O metal é então transportado para a linha de moldação onde é vazado.

## 1.4 Dificuldades na produção

A principal dificuldade inerente à produção de ferro compacto reside na tolerância existente relativamente às adições de magnésio que permitem obter a grafite compacta. Associado a isto, está também as dificuldades associadas ao controlo das reacções entre o magnésio e banho metálico para estabilizar o patamar de produção. Segundo a bibliografia [1][24], o patamar de estabilidade da grafite compacta situa-se num intervalo de 0,008% de magnésio. No entanto, na prática, para a produção de determinado componente, estas variações não devem ultrapassar os 0,002%, de forma a evitar a formação de grafite lamelar e reduzir consequentemente a resistência mecânica dos componentes, ou em contraste aumentar significativamente a resistência mecânica pelo aumento da nodularidade. Um outro facto a considerar prende-se com a taxa de desvanecimento evidenciada pelo magnésio, residindo nos 0,001% a cada 5 minutos, dependendo é claro de factores como a colher/reactor e temperatura de tratamento.

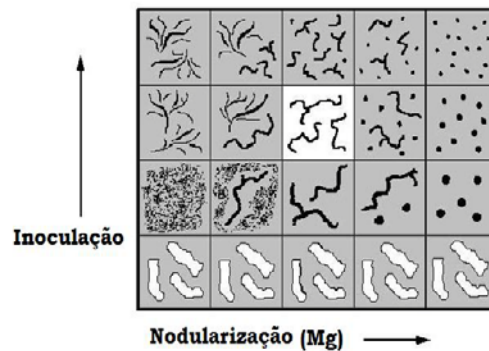
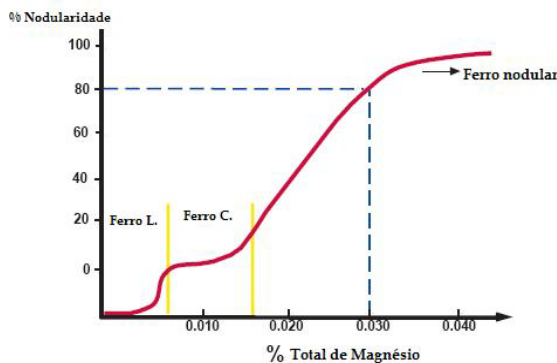


Fig. 18 - Patamar de estabilidade da grafite compacta em função da percentagem de magnésio presente no banho metálico [24]

Fig. 19 - Janela de relação da inoculação e da nodularização na estabilidade da grafite compacta [24]

A figura 18 apresenta o patamar de estabilidade para a produção de ferro compacto. Por outro lado, o domínio de produção de ferro compacto é também sensível à adição de inoculantes como se verifica na figura 19.

Elevados teores de inoculante dão origem à formação de um maior número de locais para a germinação da grafite, favorecendo contudo o aparecimento de grafite nodular, deslocando o domínio de estabilidade para valores de maior nodularidade. De forma análoga, baixos teores de inoculante deslocam o domínio no sentido de menor nodularidade. Entretanto, vários métodos foram adoptados para tentar aumentar o patamar de estabilidade da grafite de forma compacta. Historicamente o controlo do processo tem vindo a ser realizado pela adição de elementos anti-nodularizantes como o titânio. Usando uma combinação de magnésio-titânio, ao invés de usar



apenas magnésio, é possível aumentar a gama de magnésio residual, sobre a qual é exequível obter grafite compacta. A figura 20 apresenta graficamente o efeito da adição de titânio na gama de estabilidade de magnésio residual para a produção de ferro compacto [24].

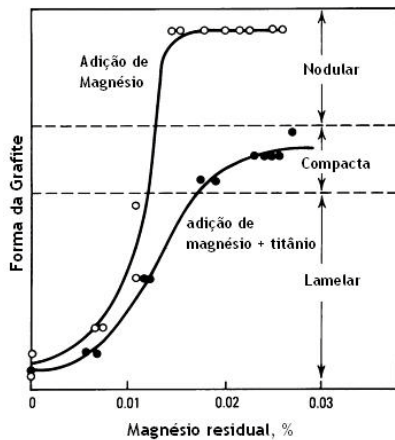


Fig. 20 - Efeito da adição de titânio nos limites de estabilidade da grafite compacta [1]

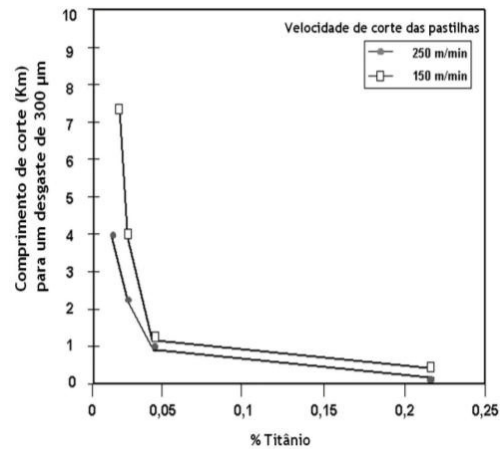


Fig. 21 - Efeito da adição de titânio na vida útil das ferramentas de maquinagem [18]

No entanto, um dos grandes problemas determinantes da realização deste procedimento advém da redução do tempo de vida útil das ferramentas de maquinagem, associadas normalmente à inserção de elementos como o titânio, com o objectivo de se aumentar os limites de adição de elementos nodularizantes como o magnésio. O titânio possui uma tendência para a formação de carbonetos TiC, muito duros, que causam um desgaste muito rápido das ferramentas de corte, aumentando exponencialmente os custos de produção. Guesser [18] revela que este tratamento é impraticável na produção de blocos de motor, dado o facto de que um aumento de 0,1% de titânio provoca o aumento de custos associados aos processos de maquinagem pela rápida diminuição do tempo de vida útil das ferramentas, como é possível verificar no gráfico da figura 21.

A associar a este problema, está o facto de o titânio ser um elemento anti-nodularizante, impedindo a utilização de retornos na produção de outras ligas, visto que a grande maioria das fundições que produz ferro compacto também produz ferro nodular, retornos com teores residuais de 0,06 e 0,13% em titânio são assim impossibilitados de voltar ao processo de fusão.

Devido às elevadas dificuldades e exigências existentes no controlo das variáveis para a produção de ferro compacto, é necessário um controlo assegurado que possibilite a produção de componentes sãos, dentro das especificações requeridas. A produção de ferro compacto de elevada qualidade requer um controlo cuidado em cada etapa. A decisão de passar, desde o design de protótipo, para a produção em série de motores produzidos em ferro compacto é governada pelo risco, visto a viabilidade e estabilidade do processo depender essencialmente de uma gama de teores de magnésio muito restritos, tendo esta sido considerada a principal razão para a sua limitação à aplicação de peças simples, sem grandes variações de espessuras das secções dos fundidos (8) (28).

O desenvolvimento de metodologias de controlo tem contribuído em larga escala para a produção de ferro compacto e para que este material adquira reconhecimento entre os diversos fabricantes e um acrescido interesse na produção de blocos de motor [29].

## 1.5 Estado da arte no controlo do processo de produção

O principal propósito do controlo do processo metalúrgico é o de resolver três tipos de problemas que potenciam o sucesso ou fracasso do processo de produção, sendo estes: evitar a formação de defeitos de fundição, aumentar o rendimento e reduzir custos.

A dificuldade do controlo dos parâmetros de processamento dos ferros compactos, tratamento de nodularização e tratamento de inoculação, tem sido a principal impulsionadora do desenvolvimento de processos de controlo para a produção de ferro compacto de qualidade. Existem actualmente disponíveis diversas patentes no mercado relacionadas com a produção de ferro compacto, empresas como a Sintercast AB, [24], NovaCast AB [30], e a OCC GmbH, têm dedicado tempo e esforço para desenvolver metodologias de controlo.

O desenvolvimento de metodologias de controlo deve incidir especialmente nos pontos críticos do processo, sendo estes os tratamentos de nodularização e de inoculação.

A principal ferramenta disponível na actualidade é análise térmica, sendo esta comum aos processos desenvolvidos pelas empresas mencionadas. A principal vantagem desta ferramenta reside na rapidez e na qualidade de informação disponibilizada. A análise convencional do espectrómetro, permite apenas conhecer a composição do banho metálico, não fornecendo indicações sobre as variáveis relacionadas com o processo e como estas se comportam. Para além disso, a análise do espectrómetro tem um tempo associado de aquisição de informação de 5 a 10 minutos. Os desenvolvimentos recentes possibilitam através da análise térmica a obtenção de informação relativa ao estado do banho em apenas 90 segundos [28].

Este trabalho tem por base o método de controlo da produção desenvolvido pela OCC GmbH, sendo deste modo focado com especial atenção a metodologia e o procedimento determinados para este método.

O processo de controlo de ferro compacto desenvolvido pela OCC GmbH, detalhado na bibliografia [28], tem sido aplicado com sucesso em empresas como a Daimler Chrysler, MAN, Fritz Winter Stadtlaendorf, Georg Fischer entre outros. Este processo foi desenvolvido para a produção a partir de forno de vazamento e em colher de vazamento, no entanto neste trabalho será apenas feita referência ao forno de vazamento, visto fazer parte do estudo efectuado.

### 1.5.1 Processo de controlo para forno de vazamento

O controlo da produção do ferro compacto num processo com forno de vazamento automático, caracteriza-se pelo facto de ser necessária uma monitorização contínua do estado de nodularização e de inoculação do banho que se mantém no forno de vazamento, de forma a garantir a qualidade do banho e a minimizar os fenómenos de desvanecimento do magnésio e dissolução do inoculante. Para o controlo deste processo de produção, são utilizados dois pontos de amostragem ou controlo, sendo o primeiro junto ao forno de fusão e o segundo junto ao forno de vazamento, como demonstra o esquema da figura 22.

O ponto-chave deste processo reside no controlo do metal que se encontra no forno de vazamento, visto aí permanecer algum tempo no forno até ser vazado. Durante este intervalo de tempo, podem ocorrer alterações no banho, como por exemplo a diminuição dos teores de magnésio ou a perda da eficácia do inoculante.

Assim, o primeiro ponto de controlo é obtido após a transferência do metal do forno de fusão para a colher, com o objectivo de determinar, com recurso ao registo da curva de arrefecimento e os seus principais pontos de inflexão, o estado do banho inicial, no que diz respeito à estima do carbono equivalente, teor em carbono e teor em silício. Os dados recolhidos nesta análise são utilizados como input parcial num modelo matemático desenvolvido para o efeito [28].



Fig. 22 – Esquema do processo de controlo de produção em forno de vazamento automático [28]

O segundo ponto de controlo está localizado junto ao forno de vazamento, que permite avaliar a qualidade do banho, sendo a informação mais relevante de todo o processo para o modelo matemático, uma vez que será em função desta análise que o tratamento de nodularização e inoculação vão ser definidos. O resultado da análise térmica realizada junto ao forno de vazamento, utilizada como input no modelo matemático, será um eventual output do modelo com informações relativas às correcções a realizar, sendo estas fornecidas na forma da quantidade, ou comprimento do fio, nodularizante e inoculante a adicionar na colher seguinte que vai ser transferida para o forno de vazamento, de forma a corrigir o banho [28].

A informação da análise térmica, obtida junto ao forno de vazamento, permite ainda prever algumas características finais das peças a serem vazadas como a nodularidade, presença de porosidades, e características mecânicas como a resistência à tracção.

## 1.6 Cartuchos de análise térmica

As curvas provenientes da produção de ferro compacto são adquiridas a partir dos cartuchos de análise térmica. O controlo do processo de produção é realizado com recurso aos cartuchos **accuvo®**, desenvolvidos pela OCC, GmbH. Estes cartuchos possuem a particularidade de serem constituídos por dois cadinhos esféricos com o mesmo volume, o que lhes permite uma simulação do estado de solidificação idêntica em ambos os receptáculos. Para além disso, um destes cadinhos possui geralmente uma pequena adição de um determinado inoculante, que para o controlo da produção de ferro compacto são normalmente os inoculantes CSF10 e SMW. Este procedimento permite simular a acção de uma adição extra de inoculante. Sabendo-se que diferentes tipos de inoculante possuem diferentes potenciais de nucleação, este facto é geralmente aproveitado e utilizado com o objectivo de se obter informação relativa ao estado banho metálico, visando-se observar o efeito de uma adição extra de inoculantes com diferentes potenciais de inoculação. Durante a produção de ferro compacto são utilizados dois cartuchos em cada ponto de controlo, como os apresentados na figura 23, sendo que um possui pequena adição de inoculante CSF10 enquanto o outro contém uma adição de inoculante SMW. Na figura 24 apresenta-se um pormenor do cartucho, onde se evidencia os dois cadinhos do cartucho.



Fig. 23 - Accuvo®, cartucho de análise térmica desenvolvida pela OCC GmbH

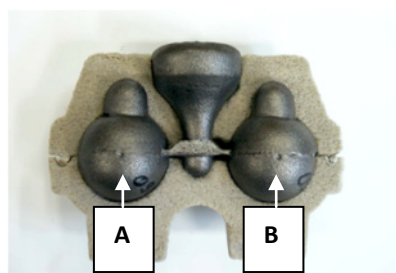


Fig. 24 - Pormenor dos cadinhos dos cartuchos accuvo®

Assim no software Phaselab® (ver anexo IV) são sempre disponibilizadas duas curvas de análise térmica provenientes de cada cartucho. Estas curvas são distinguidas com cores, a vermelho aparece a curva do cadinho que não contém inoculante, cadinho A na figura 24, e a verde a curva respeitante ao cadinho B com adição extra de inoculante. Por outro lado, as variáveis de análise térmica respeitantes às curvas (ver anexo III) possuem designações que dependem do cartucho de onde resultam. Assim, no caso das curvas serem provenientes dos cartuchos com adição de CSF10 as variáveis de análise térmica são indicadas com um prefixo TA1. Para os dados derivados dos cartuchos com adição de SMW estes serão constituídos pelo prefixo TA2. Por fim, as curvas dos

cadinhos sem adição de inoculante são registadas com um R, sendo as curvas obtidas com inoculante extra registadas com um G. Desta forma a variável TA1\_LIQ\_R, corresponde à temperatura liquidus da copa CSF10 da curva não inoculada. Isto revela-se posteriormente importante para a determinação da proveniência das variáveis quando se efectuem as correlações matemáticas. Todos os conceitos relativos aos pontos das curvas encontram-se referenciados no anexo III.

## 1.7 Métodos de comparação de curvas

A revisão bibliográfica relativamente a métodos de comparação de curvas de análise térmica, revelou um sistema desenvolvido por Sun *et al*, descrito em [31], para o controlo da qualidade do banho metálico durante a produção de ferro compacto. Este sistema baseia-se na análise do factor forma da curva e da distância relativa a outras curvas, determinada pelo parâmetro ómega,  $\Omega$ .

Este estudo consistiu na atribuição de um valor qualitativo ao nível de nodularidade presente nas estruturas que estavam associadas a curvas de análise térmica numa base de dados. Desta forma, o parâmetro ómega calcula a diferença entre uma curva de produção com as restantes curvas da base de dados. A diferença mínima entre duas curvas revela a sua proximidade. A equação 3 apresenta o método de cálculo do parâmetro ómega.

$$\Omega = \frac{\sum \Delta T_i}{n} + \left[ \frac{\sum (\Delta T_i - \Delta T)^2}{n - 1} \right]^{1/2} \quad (\text{Eq. 3})$$

$$\Delta T_i = T_i + T_i' \quad (\text{Eq. 4})$$

$$\Delta T = \frac{\Delta T_i}{n} \quad (\text{Eq. 5})$$

Sendo  $T_i$  a temperatura para determinado tempo  $t_i$ ,  $n$  o número de pontos seleccionados,  $\Delta T$  a variação da temperatura para o número de pontos determinado.

A avaliação da curva é realizada com recurso à comparação com curvas pré-determinadas, estando estas colocadas numa base de dados, das quais se sabe à partida o resultado microestrutural, providenciando uma previsão do estado do banho metálico no que respeita ao estado de nodularização.

Na figura 25 apresenta-se um esquema utilizado pelo método desenvolvido neste estudo para a comparação de curvas de análise térmica. Convém referir que o método apenas permite comparar curvas que foram adquiridas com as mesmas condições de solidificação.

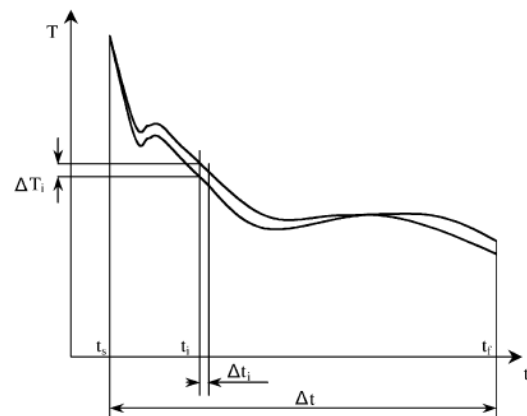


Fig. 25 - Exemplo esquemático dos parâmetros de comparação das curvas [31]

## 2 – Introdução ao funcionamento do modelo matemático na produção de ferro compacto

O processo de produção de ferro compacto, como anteriormente já foi referido, caracteriza-se pelo facto do tratamento de nodularização ser apenas efectivo para um intervalo de composição de elementos activos muito restrito, segundo o qual resulta a obtenção da estrutura final pretendida, dando assim origem às características mecânicas associadas a este tipo de material.

A análise térmica muito tem contribuído para o controlo da produção deste tipo de liga ferrosa. O sistema presentemente utilizado pela OCC, GmbH nas diversas fundições clientes espalhadas por toda a Alemanha e também pelo resto da Europa tem sido determinante para a correcta produção de blocos de motor em ferro compacto. De todo o modo, desde a teoria de funcionamento da análise térmica até ao domínio do conhecimento existente entre os diversos pontos que caracterizam as curvas e como estes se relacionam, existe um extenso trabalho de familiarização e extracção de conhecimento, que torna de certo modo difícil a transmissão do mesmo.

De facto, durante algumas visitas a empresas clientes da OCC GmbH, que produziam ferro compacto com recurso ao controlo pelo sistema de análise térmica, foi possível observar e avaliar que o processo poderia ser bem controlado pelo turno da manhã onde as avaliações das curvas de análise térmica eram efectuadas de forma correcta e, durante a tarde do mesmo dia após a mudança de turno, as decisões relativamente às adições e à avaliação das curvas eram completamente desfasadas. Esta oscilação na interpretação das curvas e conseqüente ligeira variação dos resultados finais levou à procura de um método expedito de avaliar as curvas de análise térmica, sem que exista assim a necessidade da constante intervenção de um técnico experiente para a avaliação das curvas e determinação das respectivas correcções a serem efectuadas ao banho metálico.

Assim sendo, aumentou o interesse pela automatização do sistema de controlo da produção de ferro compacto através da análise térmica.

Este interesse surge associado a basicamente a dois factos, o primeiro, claramente associado à dificuldade de interpretação das curvas, mais precisamente na correcta relação dos pontos de controlo e à necessidade de tornar o sistema mais directo e claro para o utilizador final, retirando-lhe assim a responsabilidade da decisão relativamente às adições a serem efectuadas, evitando dessa forma oscilações de resultados, o segundo pelo desafio que um tal sistema automático e não linear coloca pela sua complexidade, isto para que garanta em todos os casos a correcta produção de ferro compacto.

Para começar é necessário compreender onde, quando e como é que o sistema vai funcionar.

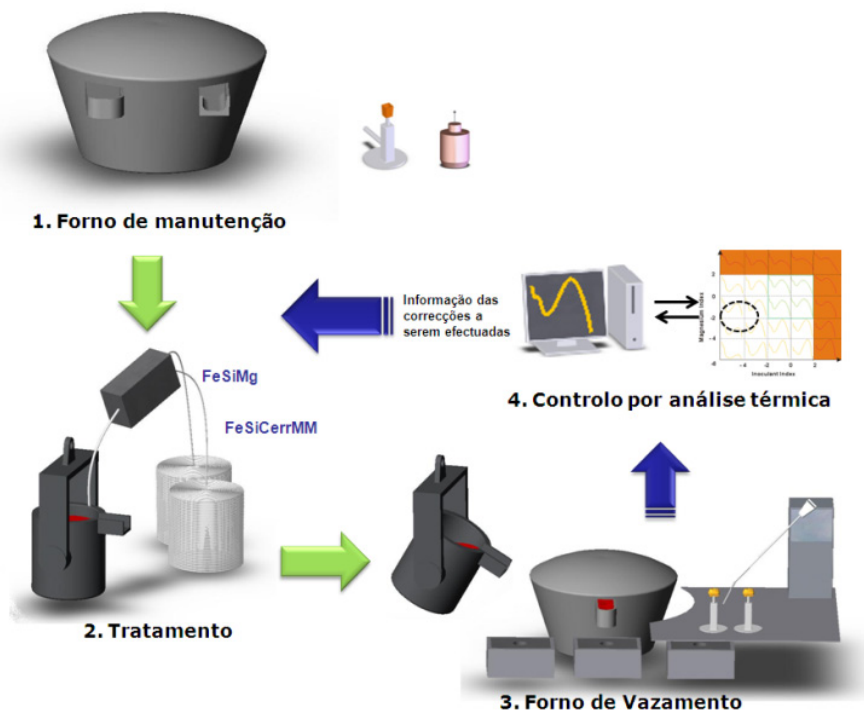
## 2.1 Aplicação do modelo matemático na produção de ferro compacto através de forno de vazamento

Embora o desenvolvimento do sistema contemple a sua aplicação em ambas as situações de produção de ferro compacto, tanto em forno de vazamento como em colher de vazamento, aqui apenas será tratada a produção correspondente ao forno de vazamento, no qual o sistema foi primeiramente considerado e finalmente aplicado.

O sistema deve então actuar na altura em que são efectuados os respectivos tratamentos de nodularização e inoculação, dado ser esta a altura chave do processo.

De qualquer modo, antes de se iniciar a descrição de todo o sistema e da aplicação do modelo matemático desenvolvido, surge a necessidade de antever o panorama da produção de ferro compacto num forno de vazamento e como o sistema deve intervir.

A figura 26 pretende demonstrar esquematicamente o método de funcionamento, e a localização do sistema durante o processo de produção.



**Fig. 26 - Representação esquemática do princípio de funcionamento do modelo matemático desenvolvido para o controlo da produção de ferro compacto em forno de vazamento**

A produção começa com especial atenção para o estado do banho metálico ainda no forno de fusão, no que respeita à temperatura de liquidus e teor em silício, sendo a primeira controlada por amostras de análise térmica e o silício determinado pela análise química. De seguida procede-se à transferência do banho metálico do forno de fusão para a colher onde são realizados os respectivos tratamentos de nodularização e inoculação, podendo ainda ser, se necessário, adicionado carbono ao banho metálico de modo a ajustar a temperatura de liquidus no forno de vazamento, para onde o

metal será posteriormente transferido. O Forno de vazamento é preenchido com banho metálico, tratado com um tratamento “*standard*” até perfazer 1/3 da sua capacidade.

Neste momento, o modelo matemático desenvolvido para o controlo da produção de ferro compacto entra em acção, isto é, retira-se uma amostra para análise térmica do forno de vazamento e com recurso a este modelo matemático é avaliado o estado metalúrgico do banho metálico em termos de índices de inoculante e magnésio. Estes índices representam o estado do banho metálico no que diz respeito às quantidades de elementos activos presentes.

Deste modo a informação proveniente da análise térmica é introduzida no modelo matemático, que analisará assim o estado do banho metálico no forno de vazamento antes de uma próxima transferência de metal vindo de uma nova colher, pretendendo-se desta forma conhecer o estado metalúrgico do banho no forno de vazamento para que o tratamento realizado na colher seguinte contemple eventuais correcções ao estado metalúrgico do banho presente no forno de vazamento.

## 2.2 Descrição do conceito subjacente ao modelo matemático

A figura 27 apresenta o conceito subjacente ao modelo matemático, onde se verifica que este sistema utiliza uma matriz elaborada sobre dois eixos,  $xx'$  e  $yy'$ , respeitantes aos estados dos parâmetros de inoculação e de nodularização, indicados na forma de índices.

A cada conjunto de pontos  $P(X, Y)$  corresponde uma curva de análise térmica tipo, à qual estão associadas as devidas características microestruturais e mecânicas que é possível obter com aquela combinação de inoculante e magnésio.

Esta matriz funcionará assim como base de dados para o modelo matemático, que a utilizará para a devida caracterização e comparação com as curvas provenientes do processo.

A decisão e a determinação das respectivas curvas e índices será explicada mais adiante, pretende-se agora somente expor o conceito do sistema e a localização do mesmo nos tempos de produção. O modelo matemático fornece assim a informação referente ao estado do banho, permitindo calcular, com acesso à matriz, a sua posição actual relativamente à janela do processo

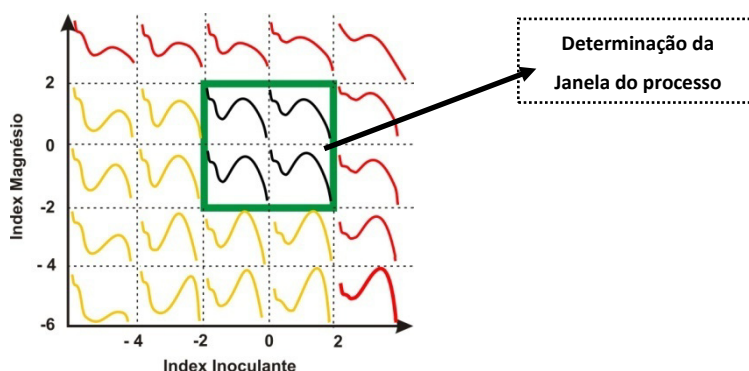


Fig. 27 - Representação esquemática da matriz de curvas de análise térmica usada para o desenvolvimento da base de dados do modelo matemático



A figura 28 apresenta um esquema do princípio de funcionamento do sistema.

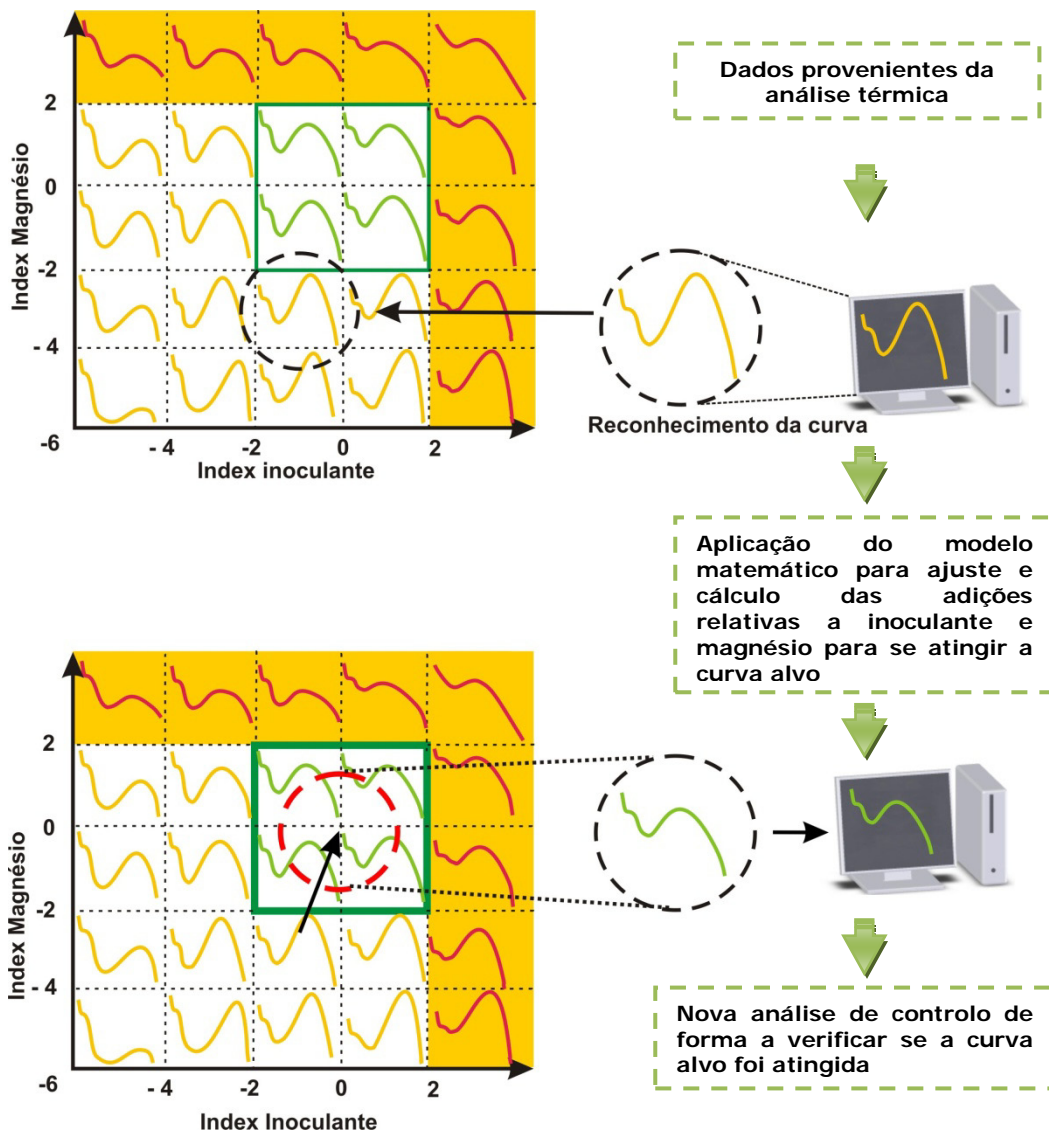


Fig. 28 - Representação esquemática do processo de avaliação das curvas pelo modelo matemático

Os dados da análise térmica são recebidos e tratados pelo modelo matemático que, posteriormente, fornecerá as indicações para as devidas adições a serem efectuadas ao banho metálico.

Pretende-se então o desenvolvimento de um sistema baseado num modelo matemático de reconhecimento de curvas, que possibilite:

- A recepção dos dados das curvas de análise térmica;
- Avaliação da curva com a indicação da sua posição relativa no mapa de índices de magnésio e de inoculante;

c) Indicação da correcção a efectuar ao banho metálico, em termos de tratamento de inoculação e de magnésio, de modo a situar a produção dentro dos parâmetros ideais.

A partir do gráfico anterior criou-se um indicador, ou parâmetro de avaliação, do estado metalúrgico do banho metálico designando-se este de MSt (Metallurgical State) (ver anexo V) [32].

De facto, a descrição do processo e da metodologia usada pelo modelo matemático, pode ser visualizada com recurso ao conceito do estado metalúrgico do banho metálico.

Com o começo da produção, após a adição das respectivas colheres com tratamentos standard até se preencher 1/3 do forno, uma amostra de análise térmica é então retirada do forno de vazamento para se determinar as adições a serem efectuadas, neste momento o estado metalúrgico do banho metálico encontra-se na área correspondente a MSt 1. Após esta avaliação o modelo matemático indica as adições de magnésio e inoculante a serem efectuadas no próximo tratamento do banho metálico contido na próxima colher. Uma nova amostra é retirada para se avaliar novamente o estado do banho metálico, se este se encontrar na área correspondente ao MSt 2 prossegue-se com o vazamento, se este se encontrar na área correspondente ao MSt 1 é necessário corrigir e fornecer indicações à próxima colher de forma a se atingir o estado metalúrgico desejado.

## **3 – Materiais e métodos**

### **3.1 Descrição do trabalho prático realizado para o desenvolvimento do modelo matemático**

Pretende-se criar um modelo matemático que determine e preveja, através da indicação de índices qualitativos, o estado do banho metálico antes do vazamento, de forma a controlar o processo no que diz respeito aos tratamentos realizados para a obtenção da estrutura de grafite compacta.

Neste capítulo são descritos os passos e metodologia empregue para o desenvolvimento do modelo matemático anteriormente descrito.

#### **3.1.1 Caracterização e planificação dos testes realizados**

O trabalho realizado assenta em duas partes, numa primeira fase foi necessário desenvolver a matriz que serviria de base de dados ao modelo matemático. Pretendeu-se desenvolver o método para a produção de cilindros de motor.

Para tal foram planeados testes em conjunto com uma empresa cliente da OCC GmbH, empresa alemã produtora de componentes mecânicos em ferro compacto.

Os testes consistiram na realização de tratamentos com diferentes adições de inoculante e de magnésio, em intervalos de adições muito para além do limite designado para a correcta produção

de ferro compacto, de modo a se obter uma vasta gama de informação no que respeita a variações no processo. Devido à necessidade de se possuir uma gama de resultados satisfatória e significativa dos teores de magnésio de modo a ser possível averiguar as alterações e obter dados suficientes para a construção da matriz fez-se variar os parâmetros em estudo, adição de inoculante e adições de magnésio. As adições de magnésio variaram entre 0,004% e 0,023%, embora esta variação seja muito superior aos limites tolerados para a obtenção da grafite compacta, foram propositadamente executados para se possuir uma boa distribuição de resultados. A amostragem foi realizada de forma dinâmica com o processo de produção, obtendo-se uma peça por cada vazamento originando um total de 272 amostras,

Posteriormente foram recolhidos todos os dados provenientes ensaios mecânicos, análise microestrutural, análise química e análise térmica e colocados numa base de dados, onde se procedeu à análise dos dados e ao uso de correlações matemáticas para o desenvolvimento da matriz, como se descreve no subcapítulo seguinte.

Numa segunda fase, procedeu-se ao desenvolvimento de um modelo matemático capaz de usar esta matriz de forma a se determinar a extensão de tratamento necessária originando o produto final com as características que se pretende, ou seja dentro dos limites da janela de produção para ferro compacto, características estas especificadas em termos de propriedades mecânicas ( $R_m$  e  $R_{p0,2}$ ) e propriedades microestruturais (nodularidade).

### 3.1.2 Procedimento para o desenvolvimento da matriz base para o modelo matemático

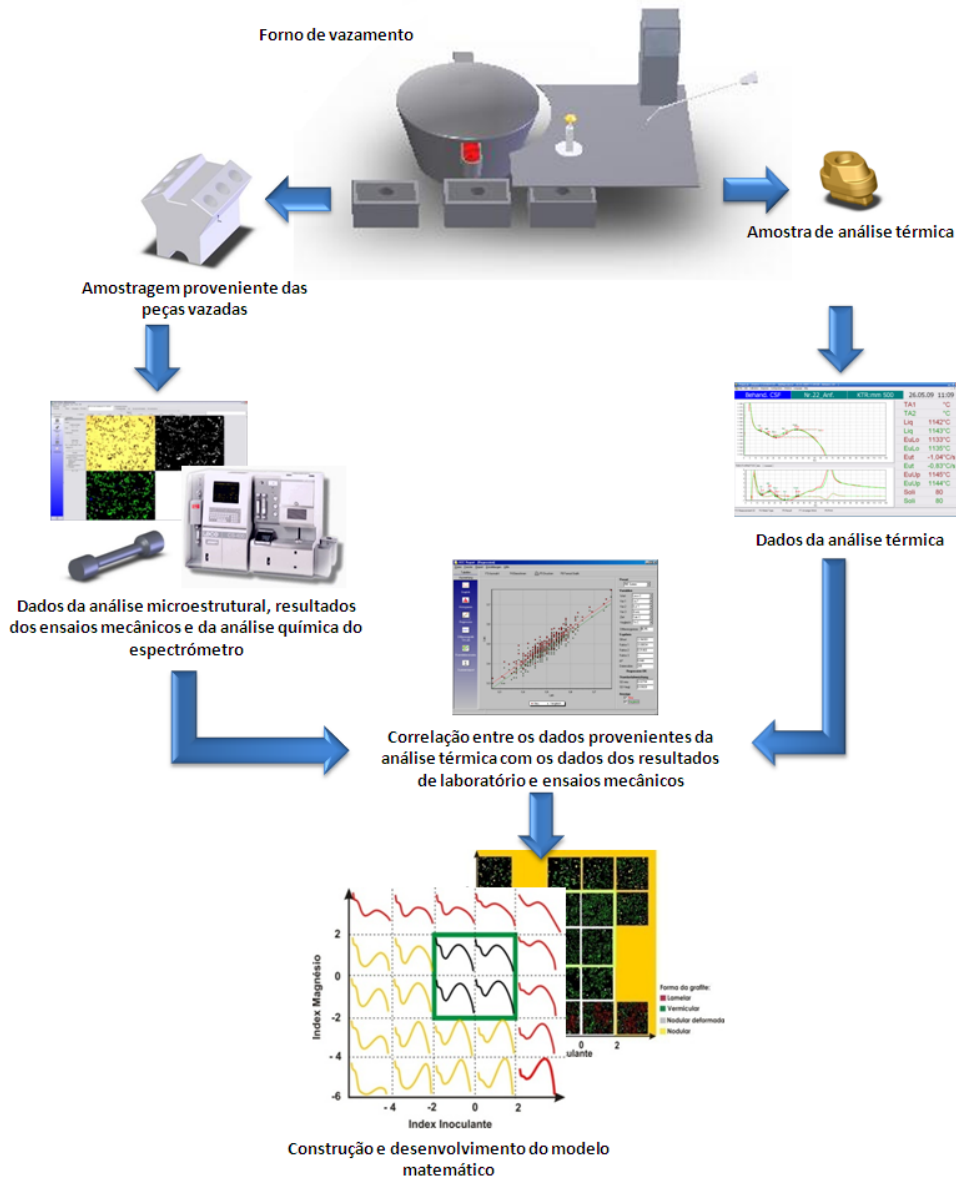
O desenvolvimento do trabalho começou pela definição dos testes a efectuar e a determinação da recolha de dados mais conveniente.

A tabela seguinte indica a composição química do metal base, sobre o qual foram realizados os testes.

**Tabela 9 - Intervalos de composições químicas utilizadas para a produção de ferro compacto durante os testes realizados**

% C	% Si	% P	% S	% Mn	% Cu	% Sn
3,5 – 3,8	2,0 – 2,3	0,02	0,01-0,02	0,4	0,75 -0,95	0,04 – 0,07

No esquema da figura 29 é possível observar os passos que foram determinados para a execução do trabalho.



**Fig. 29 – Representação esquemática da metodologia usada para o desenvolvimento da matriz**

Dos testes realizados foram adquiridas e analisadas as amostras metalográficas da estrutura da peça vazada, sendo que posteriormente a estes foram agregados os dados dos resultados dos ensaios mecânicos, os dados da fundição relativos aos resultados da análise do espectrómetro e por fim adicionados os dados relativos às amostras de análise térmica. Todos os dados são posteriormente relacionados numa folha de cálculo Excel®, para poderem ser tratados e utilizados no software de regressões lineares CSL®. De forma a se obter relações entre os diferentes parâmetros e variáveis em estudo.

### 3.2 Preparação laboratorial das amostras para avaliação microestrutural

De seguida apresenta-se o procedimento utilizado para a avaliação microestrutural das amostras provenientes dos testes realizados. De forma a não se obter desvios ou variações de

resultados seguiu-se um procedimento padrão de preparação, polimento e análise, desenvolvido pela empresa para que a sua execução seja sempre reproduzível.

A figura 30 indica os passos seguidos na preparação das amostras.

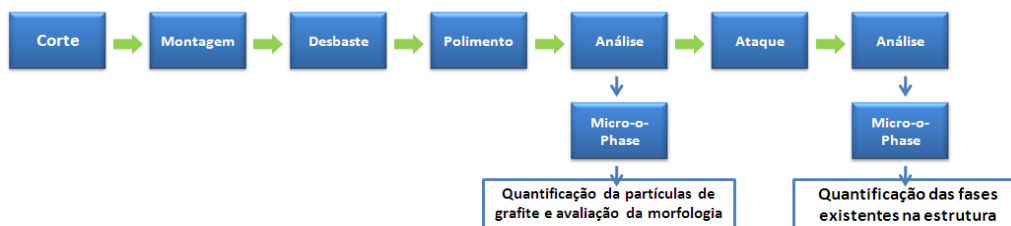


Fig. 30 – Esquema do procedimento utilizado para a preparação e análise das amostras

A figura 31 ilustra as amostras tipo, provenientes das peças vazadas, sobre as quais foi efectuada o estudo apresentado. A amostragem retirada a partir das peças vazadas tem origem nas especificações de produção.

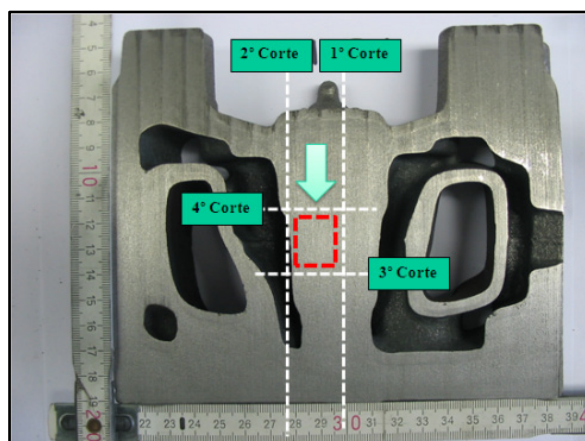


Fig. 31 – Amostra tipo recolhida para avaliação microestrutural para o desenvolvimento do trabalho. A amostra é proveniente de um cilindro de motor, identificando-se na figura os passos efectuados para a recolha da prova onde se pretende efectuar a análise.

As amostras foram cortadas com o auxílio de uma serra de fita, seguindo os passos indicados na figura 31. De seguida o procedimento consistiu na montagem a frio das amostras e a respectiva identificação. Posteriormente procedeu-se à preparação metalográfica das amostras, consistindo este passo no desbaste e polimento das amostras. O processo de polimento foi realizado num sistema automático que comporta um suporte para 6 amostras. A tabela 10 descreve devidamente os passos seguidos assim como o tempo correspondente.

Tabela 10 - Descrição do procedimento de polimento usado

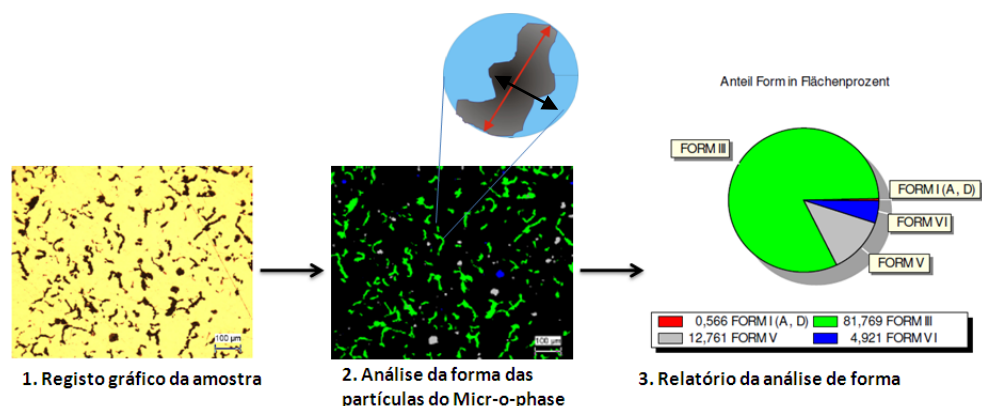
Passo	Descrição	Tempo (min)
Desbaste	Disco de polimento diamantado de 120 mesh	1
Desbaste	Disco de polimento diamantado de 200 mesh	1
Desbaste	Disco de polimento diamantado de 600mesh	1
Desbaste	Lixa abrasiva de SiC, 800 mesh	2
Lavagem	Lavagem das amostras secando as mesmas com ar comprimido	1
Polimento	Suspensão de diamante floctuch da DiaProPlus	9

Após estes passos as amostras foram analisadas no software Micro-O-phase de modo a quantificar os parâmetros relacionados com a nodularidade das partículas, sua forma e a densidade. O passo seguinte correspondeu ao ataque químico com uma solução de nital 4% durante 3 segundos, após o qual eram quantificadas as fases constituintes da matriz.

Foram adquiridas 25 fotos de cada amostra de forma a garantir a avaliação da totalidade da estrutura.

Todo o processo de análise microestrutural foi realizado através da utilização de um microscópio Nikon OptiPhoto® ao qual está associado uma câmara digital Sony® com um megapixel de resolução. A interface de utilização, avaliação e armazenamento de dados Micr-O-Phase® é um software desenvolvido pela empresa OCC GmbH, para a análise de imagem.

A figura 32 exemplifica o relatório apresentado pela análise de imagem do software Micro-o-phase®. O software determina as diferentes formas das partículas através de um algoritmo que se baseia numa relação de comprimento e largura. Determinadas as formas, software distingue as diferentes morfologias através de cores, vermelho para a morfologia lamelar (forma I), verde para a compacta (forma III), cinzento para a forma nodular irregular (forma V), azul para a morfologia nodular (forma VI).



**Fig. 32 – Procedimento utilizado para a realização da análise de forma através do software Micr-O-phase.**

De referir no entanto, que o resultado exibido no relatório refere-se à análise dos 25 campos da amostra, sendo exibida no final a média dos resultados obtidos.

### 3.2.1 Controlo dos resultados

Com o objectivo de garantir a eficiência polimento e o conseqüente rigor necessário à avaliação, é realizado um processo de controlo, com recurso a amostras de referência.

Considera-se um conjunto de amostras de referência, preparadas pelo laboratório, das quais os valores de nodularidade e densidade de partículas são conhecidos. Assim, no sentido de se conhecer a eficiência do polimento e manter a reprodutibilidade dos resultados, os valores das amostras de referência não podem variar entre si mais de 3%.

Com efeito, o procedimento executado consiste em realizar uma amostra de referência, em conjunto com 5 amostras que se pretendem analisar para o trabalho prático, no início do primeiro polimento do dia, voltando-se a executar a amostra de referência em conjunto com 5 de análise para o trabalho prático a cada polimento ímpar.

No final dos passos de preparação das amostras apresentados na tabela 10, a amostra de referência é a primeira a ser analisada, assim se os valores da análise actual e da análise padrão não diferirem entre si mais de 3% a análise das restantes amostras poderá prosseguir, entretanto o polimento seguinte é realizado com 6 amostras do trabalho prático, caso contrário o polimento é novamente repetido com uma nova amostra de referência.

As amostras de referência são usadas em grupos de 6 e analisadas sequencialmente durante os polimentos, isto é, evita-se reutilizar a amostra no próximo polimento ímpar, de forma a haver uma rotação das amostras, sendo analisadas no máximo 8 vezes, valor após o qual são substituídas por outro conjunto de 6 amostras de referência.

A determinação de uma variação dos resultados de 3% resulta de testes internos realizados em trabalhos anteriores por parte do laboratório da OCC, objectivando o rigor, reprodutibilidade e credibilidade dos resultados obtidos, independentemente do utilizador, constituindo-se assim um importante método de controlo de todo o processo de avaliação.

### **3.3 Desenvolvimento da matriz base para o modelo matemático**

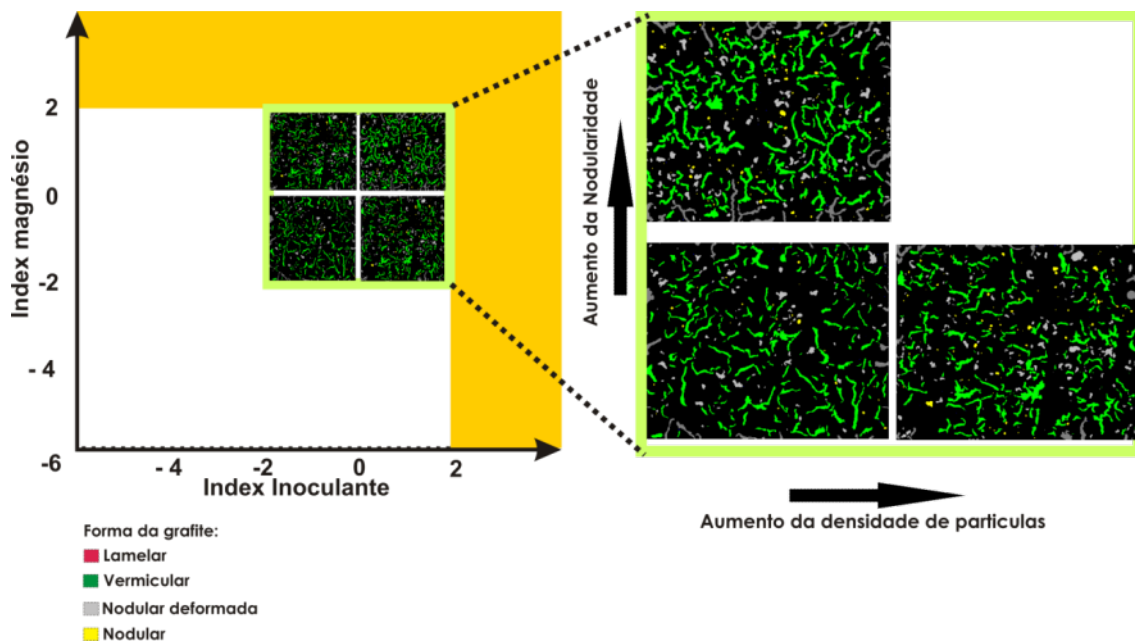
O desenvolvimento do modelo matemático assenta por base na construção de uma janela de processo que relaciona os dois parâmetros de controlo mais importantes, as propriedades mecânicas e as respectivas estrutura, estando é claro, relacionadas não só entre si mas também com os parâmetros de produção. Este procedimento foi realizado com o intuito de posteriormente se relacionar estes parâmetros por intermédio da avaliação das respectivas curvas de análise térmica.

Assim, a janela foi definida com base nos requisitos de resistência mecânica (450-520 MPa) e microestrutura (0-15% nodularidade) determinados pelas especificações do componente a produzir. Para tal, procedeu-se à recolha de dados provenientes da análise microestrutural, nomeadamente a nodularidade e densidade de partículas em conjunto com os resultados dos ensaios de mecânicos, relacionando-se a estrutura com as propriedades.

Após a recolha de todos estes dados deu-se então início ao desenvolvimento da matriz, determinando para cada ponto constituído pelas coordenadas X, Y (sendo X = índice (ou índice) de Inoculante, Y = índice (ou índice) de Magnésio) a correspondente estrutura e valores de resistência mecânica. A construção da janela do processo é importante visto que se quer estabelecer as estruturas tipo para a produção do componente com as características exigidas e de seguida

relacionar estes dados com os dados correspondentes à análise térmica. Assim, classificaram-se as microestruturas de acordo com o resultado da nodularidade e densidade de partículas, às quais está associada as respectivas características mecânicas. Os dados são registados e guardados numa base de dados, que contém toda a informação das estruturas utilizadas no que respeita à análise de imagem, propriedades mecânicas e análise química.

Depois de desenvolvida a janela do processo aplicou-se o conceito de atribuição de índices, onde foi possível começar a construir a respectiva matriz, como se verificar na figura 33.



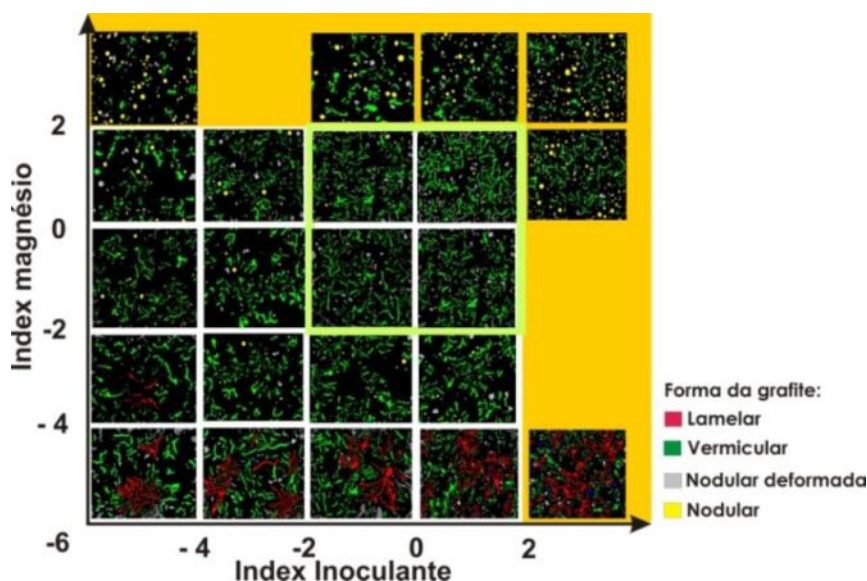
**Fig. 33 – Representação gráfica da construção da matriz e da variação das respectivas estruturas em função dos índices**

Os valores dos índices correspondentes às figuras retratadas no texto são essencialmente ilustrativos, dado que no caso do eixo correspondente ao índice de magnésio estes não tomam na realidade valores negativos, estando isso sim, directamente associados aos teores de magnésio.

Após o desenvolvimento deste primeiro passo, o restante preenchimento da matriz foi realizado do mesmo modo, fixando uma variável, por exemplo um estado de inoculação e verificando a alteração estrutural que o aumento do teor em magnésio origina na estrutura.

Com efeito, a figura 34 demonstra esquematicamente a matriz à qual estão associadas as respectivas estruturas para cada combinação de índice de inoculante e índice de magnésio. A terminologia índice é apenas referenciada por comodidade, correspondendo ao equivalente português de índice, no entanto, dado o trabalho ter sido realizado num ambiente internacional, durante a elaboração do documento o termo foi mantido.





**Fig. 34 - Representação esquemática da matriz desenvolvida para o modelo matemático onde é possível averiguar as variações das estruturas para os diferentes índices**

Pela observação da figura anterior, verifica-se que relativamente ao eixo correspondente ao índice de magnésio, a formação da grafite lamelar ocorre para baixos níveis ou índices de magnésio, se a observação for realizada no sentido ascendente do mesmo eixo é possível visualizar o aumento da nodularidade, como efectivamente seria de esperar. Relativamente ao eixo correspondente ao índice de inoculante observa-se que para níveis de inoculante crescentes a estruturas apresentam uma maior densidade de partículas, no entanto em conjunto com baixos níveis de magnésio, elevados índices de inoculante provocam um aumento da morfologia lamelar na estrutura.

O objectivo central do desenvolvimento desta matriz é o de fornecer ao modelo matemático uma base de dados de informação relativa aos vários parâmetros que constituem cada ponto  $P(X, Y)$  na matriz e de os relacionar directamente com as curvas de análise térmica, desenvolvendo-se ao mesmo tempo regras para a classificação das curvas, de forma empírica, e desenvolver o sistema para que este seja capaz de as avaliar de forma directa e situar o processo em termos empíricos mas baseados em numa relação científica.

A figura 35 reúne informação relativa à matriz desenvolvida e à janela do processo para as diferentes gamas de resistência à tracção para o componente a ser desenvolvido, em conjunto com as respectivas variações estruturais que se observam para as estruturas fora das especificações.

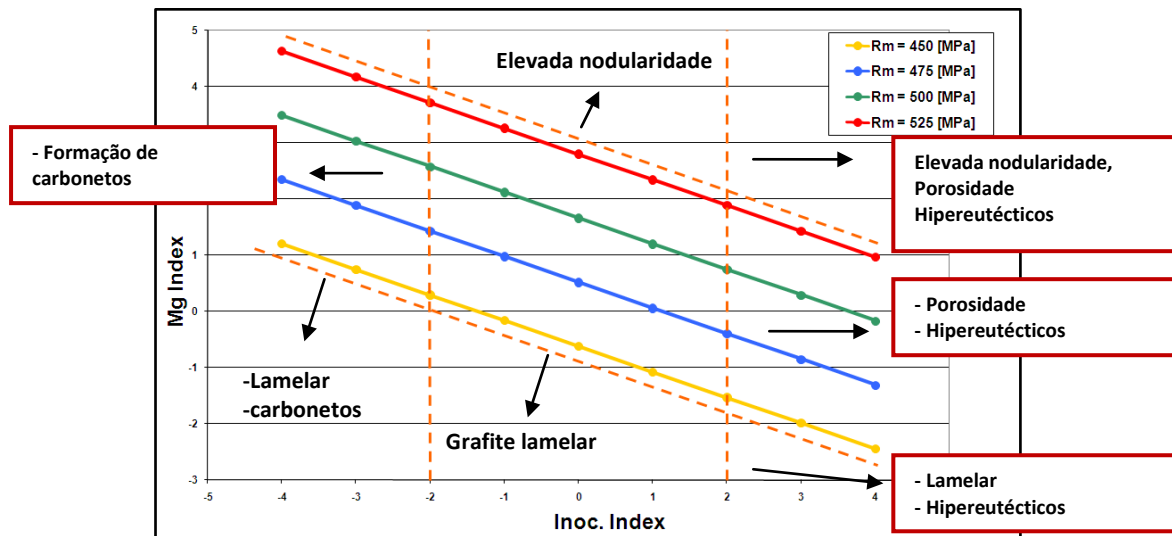


Fig. 35 – Representação gráfica da matriz, evidenciando a janela do processo para as diferentes gamas de resistência à tracção dos ferros compactos

O gráfico resume também o resultado do efeito das variáveis já exploradas nos capítulos anteriores. Verifica-se pela análise do gráfico que índices de inoculante baixos dão origem à presença de carbonetos nas estruturas, isto é justificado devido à insuficiência de germens para a precipitação de grafite. Por outro lado, elevados níveis de inoculante originam uma estrutura de composição hipereutética. Verifica-se também que, baixos níveis de magnésio dão origem à formação de grafite lamelar e em conjunto com baixos níveis de inoculante, formam-se estruturas caracterizadas pela presença de carbonetos e grafite lamelar. Elevados níveis de magnésio e inoculante provocam uma elevada nodularidade da estrutura aumentando o risco obtenção de uma composição hipereutética e porosidade.

Depois de terminada esta primeira fase procedeu-se à construção de uma nova matriz que associa as curvas de análise térmica às estruturas e propriedades mecânicas.

### 3.4 Relação entre as microestruturas, propriedades mecânicas e curvas de análise térmica presentes na matriz

De modo semelhante ao anteriormente descrito para o desenvolvimento da matriz base que possui a informação relativa aos parâmetros do processo, nodularidade e estado de inoculação, procurou-se agora para cada estrutura presente nesta matriz relacionar as curvas de análise térmica que lhes dão origem. Desenvolveu-se deste modo uma matriz semelhante mas agora com os dados e com a informação relativa às curvas de análise térmica. A figura 36 demonstra o passo de transformação da matriz original na matriz base para o modelo matemático.

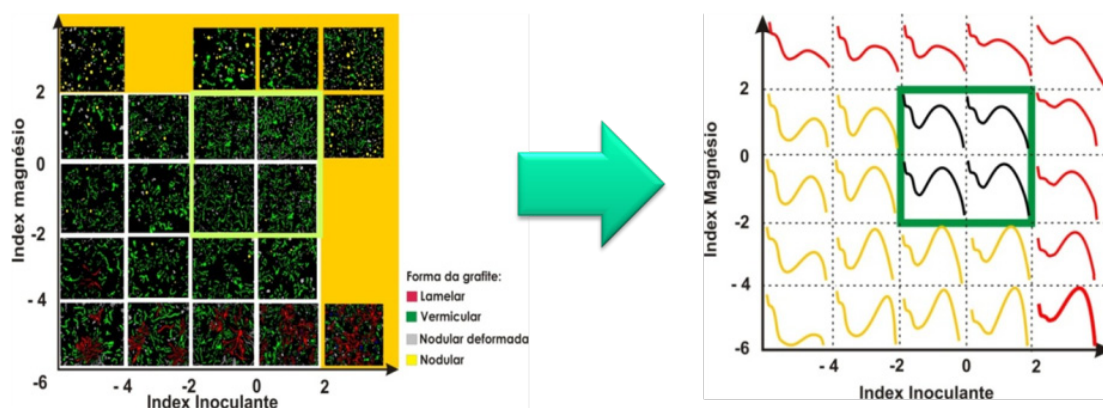


Fig. 36 – Representação esquemática da construção da matriz base para o modelo matemático

De notar que, para os casos onde a matriz não possui informação relativa às estruturas recorreu-se à interpolação de dados, de forma a se determinar as relações possíveis para cada caso, e no final obter-se assim dados para a determinação das curvas a associar.

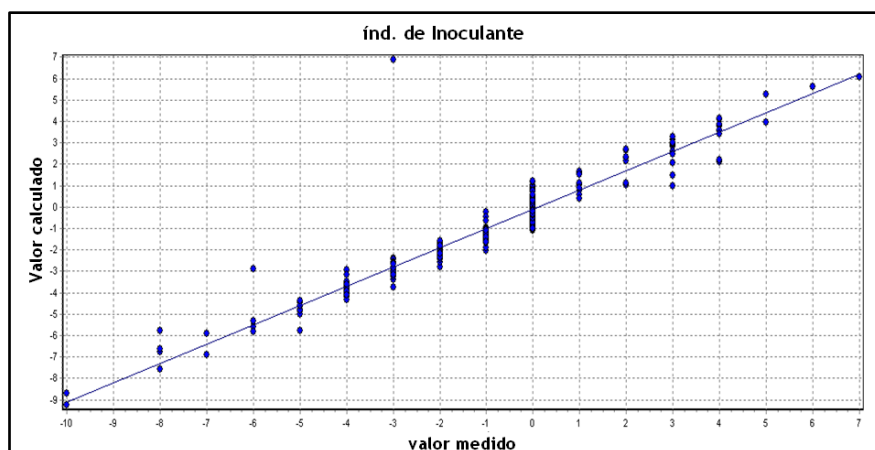
Os dados provenientes desta matriz são aplicados numa base de dados para posteriormente se integrar a mesma ao modelo matemático que se pretende desenvolver, de forma a ser possível comparar e calcular as diferenças existentes da curva, cujo índice de inoculante e de magnésio se deseja determinar, permitindo desta forma a visualização do estado actual do processo.

Depois desenvolvida a matriz final correspondente às curvas de análise térmica, procedeu-se ao tratamento dos dados relativos às variáveis de análise térmica para avaliação e caracterização das curvas existentes na base de dados. Pretende-se com esta caracterização situar as curvas presentes na janela do processo, representativas dos estados de produção correspondentes às exigências das especificações e conhecer as variáveis que permitem uma análise directa com os índices de magnésio e de inoculante.

Surge assim a necessidade da determinação das variáveis de análise térmica mais significativas no cálculo ou previsão dos índices, estabelecendo-se como objectivo conhecer e avaliar de uma forma empírica os parâmetros em estudo pela relação directa entre os índices e as variáveis.

Os dados resultantes das curvas foram avaliados com recurso ao software de cálculo matemático CSL® no sentido de se determinar quais as variáveis de análise térmica que melhor se relacionavam com o índice de inoculante, procedendo-se do mesmo modo para o índice de magnésio. Numa primeira abordagem, verificou-se apenas as duas variáveis mais influentes para cada índice, visto o controlo da produção de ferro compacto até ao momento da realização do trabalho, ser efectuado apenas com base nas duas variáveis que melhor se relacionavam com os parâmetros em estudo, a temperatura eutética mínima, relacionada com o estado de inoculação e a temperatura eutética máxima relacionada com o nível de magnésio presente no banho.

Os gráficos das figuras 37 e 38 apresentam as correlações de duas variáveis determinadas para cada índice.



**Fig. 37 – Representação gráfica da correlação efectuada para a determinação das duas variáveis de análise térmica mais influentes na determinação do index de inoculante**

Na tabela 11 apresenta-se detalhadamente a fórmula obtida, com a relação das variáveis para a determinação do índice de inoculante e o respectivo valor de correlação.

**Tabela 11 - Resultado da correlação obtida para a determinação do índice de inoculante através de duas variáveis**

Nr de variáveis	Fórmula	R <sup>2</sup>
2	Índ. Inoc. = - 910,79 + 0,80 X EUT_LO_R - 0,016 X EOF_Z_G	0,90

Pelos resultados obtidos nas correlações efectuadas, as variáveis que melhor se relacionam com índice de inoculante são a temperatura eutética mínima (EUT\_LO\_R) e o tempo de fim da reacção eutética (TA1\_EOF\_Z).

Uma rápida observação dos dados relativos ao teste T-student para esta correlação, que se encontram na tabela 12, determina que a variável com mais relevo para a determinação do índice de inoculante é a temperatura eutética mínima.

**Tabela 12 - Resultados do teste t-student para a determinação do index de inoculante**

Variáveis	Resultado
EUT_LO_R	37,5
EOF_Z_G	-7,5

Foi já demonstrado, bibliografia [33] [34], que quanto maior o teor de inoculante presente num determinado banho metálico, menor será o seu sobreaquecimento, dado a menor necessidade de energia para que o início da nucleação possa ocorrer. Sabe-se também que relacionado com o sobreaquecimento está o ponto eutético mínimo da curva de análise térmica (EUT\_LO\_R), menores sobreaquecimentos correspondem a temperaturas eutéticas mínimas mais elevadas, como é possível verificar pela equação 6, onde  $\Delta T$  representa o sobreaquecimento, e EUT\_LO a temperatura eutética mínima, e pela observação da figura 38.

$$\Delta T = 1150 - EUT_{LO} \quad (\text{Eq. 6})$$

A figura faz referência à variação exibida pelos diferentes estados de inoculação apresentados pelas curvas. A curva a vermelho apresenta um estado de inoculação mais fraco, obtendo-se uma

estrutura final com uma densidade de partículas de 280 mm<sup>-2</sup>. A verde é apresentada a curva com adição extra de inoculante, apresentando uma densidade de partículas de 350 mm<sup>-2</sup>.

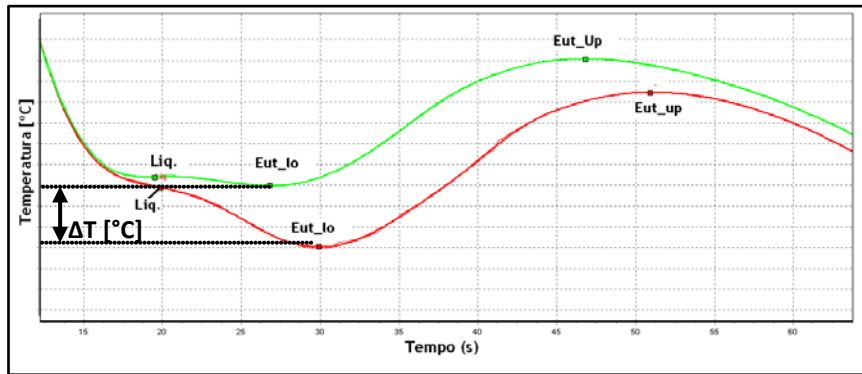


Fig. 38 – Representação gráfica de curvas de análise térmica obtidas pela amostragem com cartuchos accuvo®, originando diferentes níveis de densidade de partículas

Por outro lado a variável EOF\_Z\_G, demonstra o efeito de um volume de calor libertado mais elevado devido ao maior número de partículas presentes no banho, originando uma diminuição do patamar eutético. A observação da figura confirma a relação anterior, sendo de referir no entanto, que apesar de os teores de magnésio serem os mesmos, ambas as estruturas evidenciaram diferentes graus de nodularidade, a curva a vermelho exibiu uma nodularidade de 10%, a curva a verde uma nodularidade de 12%. Relativamente à determinação do índice de magnésio pelas variáveis de análise térmica, a figura 39 revela a correlação obtida para as duas melhores variáveis que se relacionam com o índice de magnésio. Na tabela 13 apresenta-se a relação obtida e o resultado da correlação.

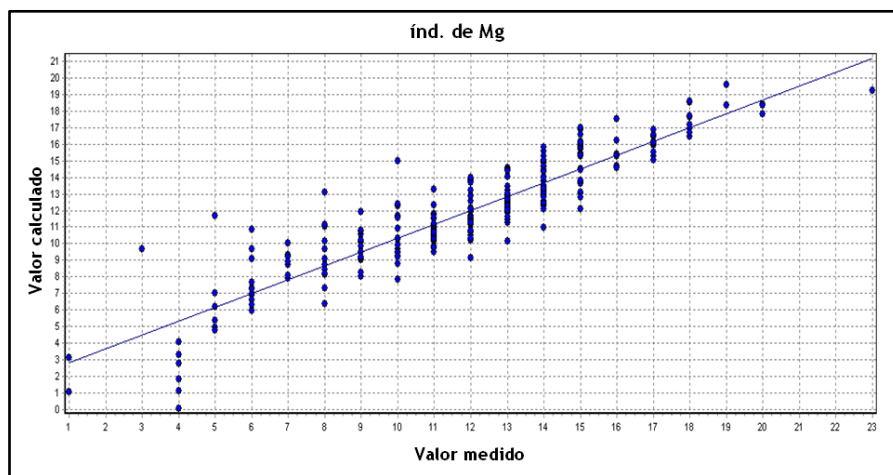


Fig. 39 – Representação gráfica da correlação efectuada para a determinação das duas variáveis mais influentes na determinação do índice de magnésio

Tabela 13 - Resultado da correlação obtida para a determinação do índice de magnésio para duas variáveis de análise térmica

Nr de variáveis	Fórmula	R <sup>2</sup>
2	Índ. Magnésio = 183,94 - 0,71 X EUT_UP_R + 0,56 X EUT_LO_R	0,83

Verifica-se que as melhores variáveis são a temperatura eutética máxima (EUT\_UP) e a temperatura eutética mínima (EUT\_LO), ambas as variáveis são provenientes da curva obtida directamente do cadinho sem adição extra de inoculante. A tabela seguinte revela o resultado do teste T-student para esta correlação.

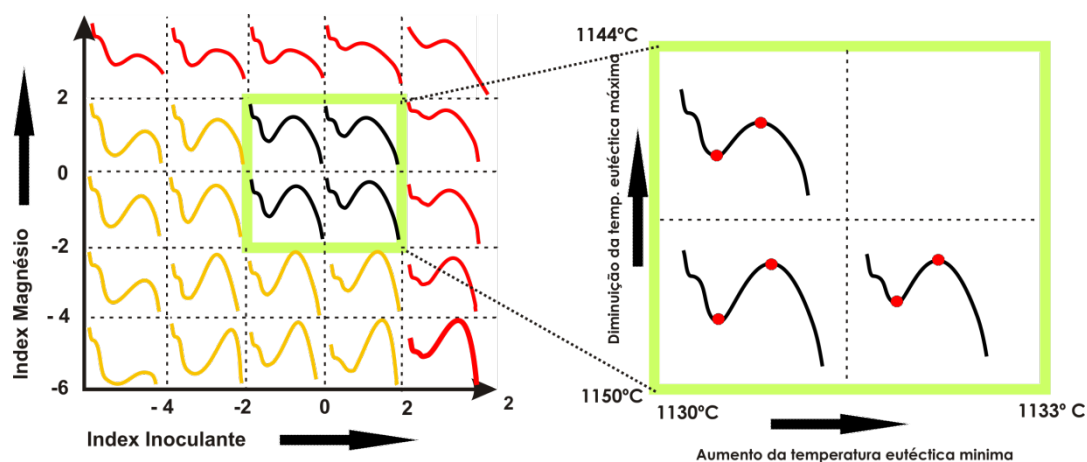
**Tabela 14 - Resultado do teste estatístico t-student para a determinação do índice de magnésio**

Variáveis	Resultado
EUT_UP_R	-33,4
EUT_LO_R	17,5

É assim possível constatar, a maior influência da temperatura eutética máxima na determinação dos índices de magnésio. Verificando-se que para maiores níveis de magnésio a recalescência eutética vai diminuindo, diminuindo conseqüentemente a temperatura eutética máxima.

De referir que no final do trabalho é feita uma reflexão sobre as considerações metalúrgicas que estes resultados reflectem. No entanto, este procedimento permitiu dar início ao desenvolvimento do modelo matemático. Verificou-se então que, para a determinação dos níveis de nodularização e inoculação do banho metálico é possível avaliar e classificar as curvas através das duas variáveis mais significativas, a temperatura eutética mínima e a temperatura eutética máxima.

De acordo com esta linha de raciocínio, o próximo passo do trabalho consistiu na determinação dos valores exibidos por estas variáveis na janela do processo.



**Fig. 40 - Representação gráfica da janela do processo relativamente às temperaturas eutéticas máximas e mínimas**

A figura 40 apresenta de forma esquemática as variações existentes dentro da janela do processo para as temperaturas eutéticas mínimas e máximas.

É possível observar que as propriedades exigidas pelas especificações situam o controlo do processo em intervalos de temperaturas correspondentes entre 1130 e 1133°C para a temperatura eutética mínima e 1144 e 1150°C para a temperatura eutética máxima.

As restantes curvas foram avaliadas de forma análoga, isto é, a diminuição do índice de inoculante corresponde a uma diminuição da temperatura eutética mínima, determinando-se então

de forma a tornar a matriz mais directa, que a variação de um grau na temperatura eutética mínima corresponderia à variação de um valor no índice de inoculante. O mesmo método foi aplicado para a classificação das curvas relativamente ao índice de magnésio, ajustando-se deste modo a matriz de uma forma mais conveniente para uma avaliação mais simplificada e objectiva.

Como já foi referido, o principal objectivo determinante neste procedimento era o de estabelecer regras simples para a avaliação das curvas de forma directa. De facto, procedimentos para uma avaliação empírica das curvas foram já determinados em trabalhos anteriores efectuados pela empresa, e estabelecidos como conhecimento interno. O conjunto geral de regras desenvolvidas para a avaliação das curvas, contempla variáveis de análise térmica provenientes das 3 curvas, da curva proveniente da câmara sem adição de inoculante extra, da curva inoculada com CSF10 e da curva inoculada com SMW, que dependem de vários factores, sendo diversas vezes conjugadas, isto é, relacionadas entre si, o que torna uma abordagem para o desenvolvimento de um modelo matemático relativamente complexa.

Contudo, neste trabalho foi possível completar e confirmar essas regras e ainda determinar variações e excepções nas determinações dos índices, objectivando-se de toda a maneira desenvolver um modelo matemático de fácil integração no processo de controlo da produção sem que para isso exista uma necessidade continua de o reprogramar e refazer para cada empresa onde se pretenda aplicar. Contudo, é necessário ter em especial atenção que é necessário fazer pequenos ajustes à base de dados tendo em conta os diferentes processos de produção e as diferentes condições de produção de cada empresa.

Resumindo, as curvas podem agora ser avaliadas directamente pela relação existente entre as temperaturas eutéticas mínimas e as temperaturas eutéticas máximas e os correspondentes índices, ou seja, pela visualização destas temperaturas sabe-se por relação directa em que local da matriz se situa a curva. De qualquer forma, convém referir uma vez mais, que esta constitui apenas uma versão grosseira de avaliação das curvas, como está patente nas correlações demonstradas nos gráficos das figuras 37 e 39. No entanto, para uma primeira abordagem o conceito está dentro do que se pretende.

Poder-se-á então afirmar que a matriz contempla 3 camadas relacionadas entre si, estas camadas estão interligadas numa base de dados, e correspondem aos dados provenientes da microestrutura para cada estado de inoculação e nodularização, as propriedades mecânicas associadas, e finalmente as curvas de análise térmica.

### **3.5 Desenvolvimento do modelo matemático**

Neste capítulo descrevem-se os métodos desenvolvidos para a determinação dos índices de magnésio e inoculante no sentido de se proceder à sua aplicação no modelo matemático.

Antes de se realizar a descrição dos métodos e avaliação dos respectivos resultados obtidos para cada um, é feita uma breve análise respeitante ao objectivo que se pretende atingir com a determinação dos mesmos.

Todos os dados existentes na matriz encontram-se numa base de dados que os relaciona directamente com os índices de magnésio e de inoculante atribuídos. Esta base de dados será usada pelo modelo matemático para que de forma conveniente situe a curva proveniente do processo com as curvas pré-existentes na base de dados, e já classificadas com os respectivos índices de inoculante e magnésio, determinando-se deste modo directamente todas as características associadas a determinada curva.

Pretende-se então desenvolver métodos de comparação ou determinação dos já referidos índices que possibilitem uma comparação precisa entre as curvas que figuram na base de dados e as curvas que serão fornecidas durante a produção.

O desenvolvimento dos métodos descritos nesta secção foi realizado numa linha de raciocínio que pretende abordar o problema de várias formas possíveis, verificando-se posteriormente a validade dos modelos.

Foram então desenvolvidos 3 métodos passíveis de integração no modelo matemático.

### **3.5.1 MÉTODO A**

O primeiro método desenvolvido para o modelo matemático baseia-se no conceito do modelo estabelecido na bibliografia [31] para a determinação do factor ómega, no entanto considerou-se que o método continha algumas falhas no que respeita à precisão dos resultados, pelo que se procedeu de forma a desenvolver um método baseado no mesmo pressuposto, mas que surge no entanto das variações observadas nas curvas ao longo do desenvolvimento da matriz base e da posterior correspondente correlação matemática. O método considera então que variações de pontos específicos da curva, nomeadamente a temperatura eutética mínima e a temperatura eutética máxima, permitem avaliar a curva e comparar com as outras curvas de referência pela diferença mínima existente entre estas, isto é, fixando os pontos correspondentes entre as curvas, por exemplo a temperatura eutética mínima, a aproximação da curva do processo com a da base de dados é feita pela menor diferença existente entre os pontos de comparação.

Desta forma, o método utiliza os valores da temperatura eutética mínima e da temperatura eutética máxima da curva que se pretende avaliar, comparando estas variáveis com as correspondentes nas curvas da base de dados, tal como é exemplificado nas figuras 41 e 42, ao ponto A1 da curva da base de dados corresponde o ponto A2 da curva em comparação, e de forma análoga para o ponto B1 e B2.



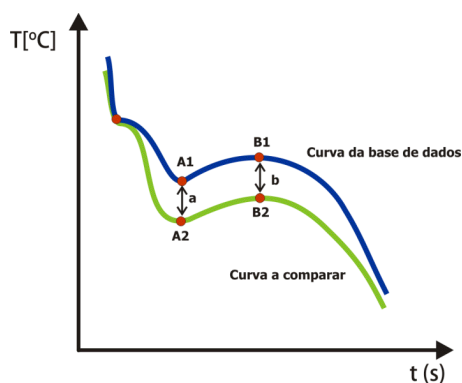


Fig. 41 – Representação esquemática do conceito inerente ao método A, situação 1

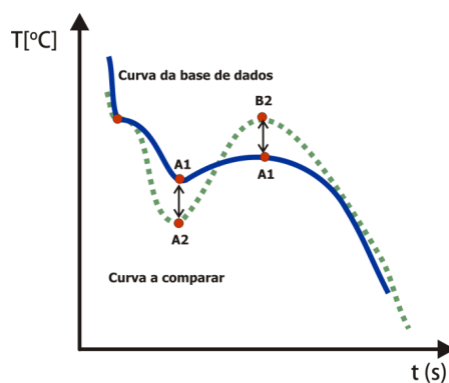


Fig. 42- Representação esquemática do conceito inerente ao método A, situação 2

O procedimento é aplicado a todas as curvas existentes na base de dados. A diferença mínima existente entre a curva e as pré-existentes na base de dados revelará a proximidade existente e designará o respectivo índice.

O resultado desta diferença designou-se de DIF e é dado pela equação 7, correspondendo então à soma da diferença dos pontos em comparação.

$$DIF = (A1-A2) + (B1-B2) \quad (\text{Eq. 7})$$

Por outro lado, de modo a não tornar o método facilmente falível, dado que esta equação não toma em consideração o facto de a diferença poder ser negativa, dando origem a que o valor de proximidade existente seja erroneamente calculado. Isto ocorre quando os pontos possuem um valor superior ao ponto da curva da base de dados, como se pretende demonstrar no exemplo da figura 42 e nos cálculos da tabela 16, obtendo-se assim um sinal negativo, reduzindo por este facto o valor final. Recorreu-se assim a uma resolução simples elevando-se cada diferença ao quadrado.

$$DIF = (A1 - A2)^2 + (B1 - B2)^2 \quad (\text{Eq. 8})$$

Na tabela 15 e 16 apresenta-se o resultado das equações 7 e 8 quando aplicadas às duas situações reportadas nas curvas das figuras 41 e 42.

Tabela 15 – Exemplo de cálculo para a situação apresentada na figura 41

Situação 1	Ponto A (°C)	Ponto B (°C)	Resultado da Eq. 7	Resultado da Eq. 8
Curva base de dados	1133	1146		
Curva em comparação	1130	1142	7	25

Tabela 16 - Exemplo de cálculo para a situação apresentada na figura 42

Situação 2	Ponto A (°C)	Ponto B (°C)	Resultado da Eq. 7	Resultado da Eq. 8
Curva base de dados	1133	1146		
Curva em comparação	1130	1150	-1	25

A equação 9 apresenta a fórmula de cálculo final, onde se substituíram os pontos hipotéticos A e B da equação 8, pelas respectivas variáveis, o ponto A1 corresponde agora a temperatura eutética

mínima da curva de base e A2 a temperatura eutética mínima da curva em análise. Relativamente aos pontos B1 e B2 correspondem respectivamente as temperaturas eutética máximas da curva base e a temperatura eutética máxima da curva em análise.

A razão para o uso apenas destas duas variáveis prende-se com a relação demonstrada pelas variáveis relativamente aos respectivos índices, tornando a visualização da matriz mais transparente e facilitando a sua programação

$$D = (EUT\_LO\_A1 - EUT\_LO\_A2)^2 + (EUT\_UP\_B1 - EUT\_UP\_B2)^2 \quad (\text{Eq. 9})$$

### 3.5.2 MÉTODO B

No sentido de se procurar outras formas de determinar os índices que considerassem as relações entre as variáveis e algumas excepções existentes que se foram verificando durante a elaboração da matriz, desenvolveu-se um segundo método para a determinação dos índices de magnésio e de inoculante.

No subcapítulo 3.4 referente ao desenvolvimento da matriz, ilustra-se a relação existente entre a temperatura eutética mínima e o índice de inoculante e a temperatura eutética máxima e o índice de magnésio. Verificou-se também que para curvas que apresentavam índices de inoculante baixos, a temperatura eutética máxima variava, não pelo facto de haver uma adição de fio de magnésio, mas sendo consequência do estado de baixa inoculação. Este facto originava uma deslocação do ponto correspondente à temperatura eutética máxima para valores mais baixos ao esperado para aquele estado de nodularização. O gráfico da figura 43 apresenta o efeito provocado pelo estado de fraca inoculação quando comparado com uma curva com um estado de inoculação superior, para um mesmo nível de nodularidade. Uma outra constatação que se verifica pela observação do gráfico é o tempo necessário para se dar o início da reacção eutética representado pela temperatura eutética mínima. Este facto pode ser explicado pela insuficiência de locais para nucleação da grafite dando origem a que o carbono necessite de mais tempo para a difusão e consequente precipitação.

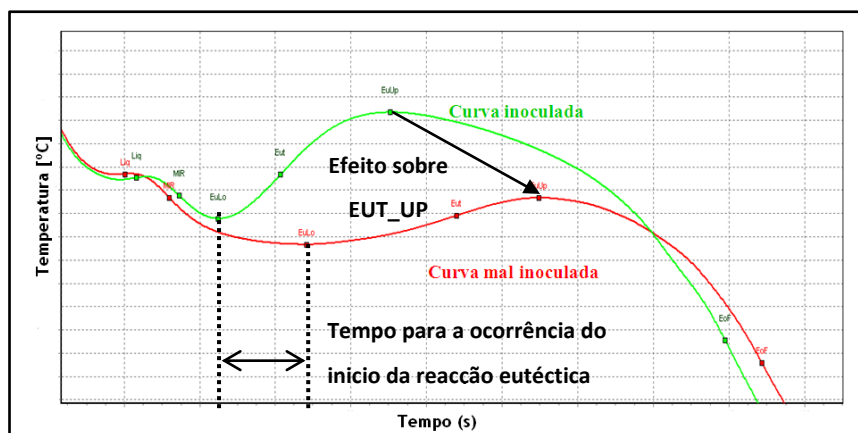


Fig. 43 – Representação gráfica da variação verificada entre duas curvas com o mesmo nível de nodularidade (8%) mas com diferentes teores de inoculante.

Estas considerações são justificadas pelas relações apresentadas nos gráficos das figuras 44 e 45, onde se pretende demonstrar a relação existente entre o índice de magnésio e a temperatura eutética máxima quando calculada para todas os índices de inoculante (figura 44) e a mesma relação quando se fixa um determinado índice de inoculante (figura 45). As tabelas 17 e 18 apresentam os respectivos resultados das correlações das figuras 44 e 45 respectivamente.

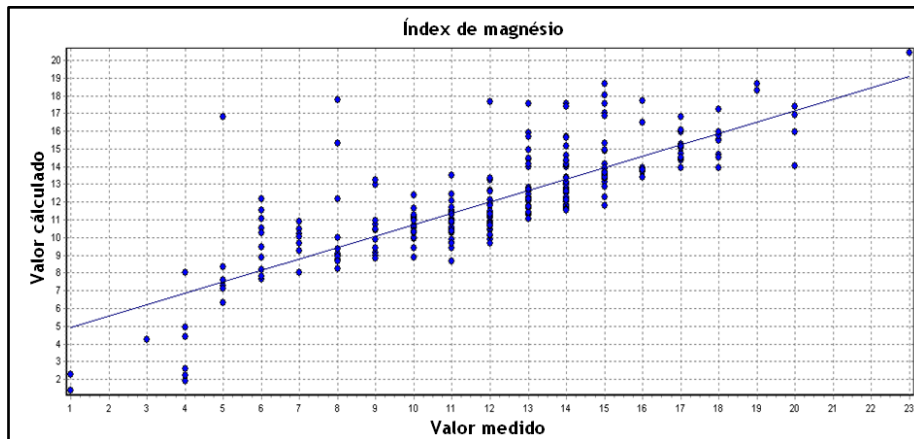


Fig. 44 – Regressão linear para a determinação do índice de magnésio para a melhor variável com a totalidade dos dados

Tabela 17 - Resultado do cálculo da determinação dos índices de magnésio através da temperatura eutética máxima

Resultado	R <sup>2</sup>
Índice de Magnésio = 788,08 - 0,68 X EUT_UP_R	0,64

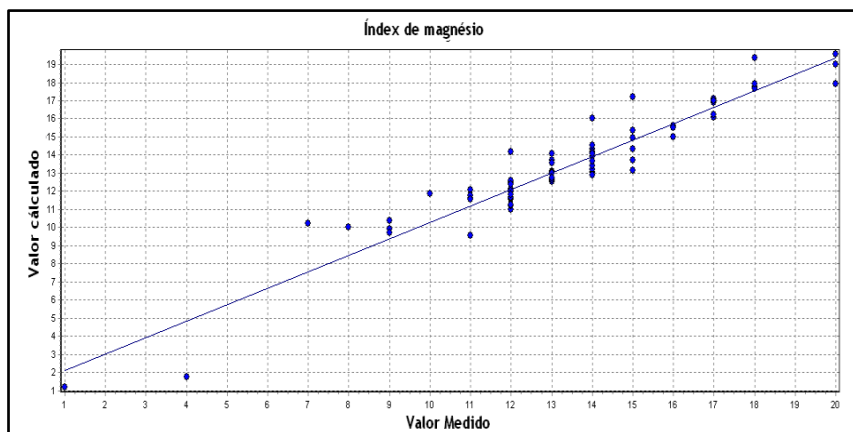


Fig. 45 – Regressão linear para a determinação de índice de magnésio para um determinado índice de inoculante

Tabela 18 - Resultado do cálculo da determinação dos índices de magnésio através da temperatura eutética máxima para um só índice de inoculante

Resultado	R <sup>2</sup>
Índice de Magnésio = 903,73 - 0,78 X EUT_UP_R	0,91

A partir da observação dos gráficos das figuras 44 e 45 e dos respectivos resultados das correlações obtidas nas tabelas 17 e 18, verifica-se a influência exercida pelo nível de inoculação na temperatura eutética máxima e conseqüentemente na determinação do índice de magnésio. Ilustrase deste modo que a correlação obtida para a figura 45 apresenta um  $R^2$  mais elevado (0,91) quando comparado com o da figura 44 (0,64) pois não sofre o efeito da diminuição da temperatura eutética mínima (EUT\_LO).

O segundo método foi elaborado tendo em conta esta relação, dando origem a um processo de determinação dos índices diferente do realizado anteriormente. Assim este método divide-se basicamente em dois passos que são executados da seguinte maneira:

1. É realizada a determinação do índice de inoculante
2. Pela determinação do índice de inoculante aplica-se a melhor correlação encontrada para a determinação do índice de magnésio para esse estado de inoculação

No primeiro passo utiliza-se uma correlação matemática, baseada na temperatura eutética mínima, para a determinação do índice de inoculante. A equação 10 apresenta a fórmula usada para a determinação deste índice.

$$\text{Índice de inoculante} = -1007,56 + 0,90 \times \text{EUT\_LO} \quad (\text{Eq. 10})$$

Determinado o índice de inoculante ao qual a curva pertence é aplicada uma correlação matemática que usa as 3 variáveis de análise térmica que, para aquele índice de inoculante, melhor se relacionam com a determinação do índice de magnésio, isto é, todos índices de inoculante possuem associada uma correlação matemática de 2 ou 3 variáveis para o cálculo do índice de magnésio. O método processa-se como uma árvore de decisões, na qual dependendo do índice de inoculante calculado se aplicará a correlação matemática que se desenvolveu, como se pretende ilustrar na figura 46.

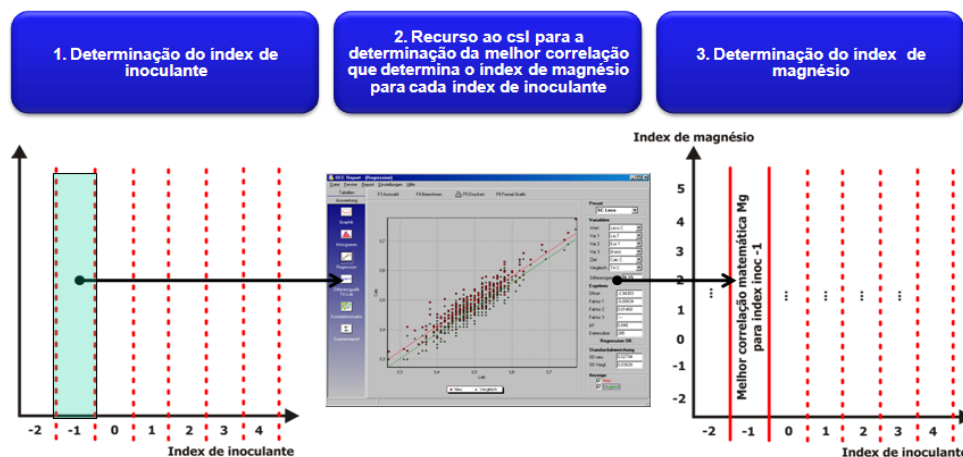


Fig. 46 – Representação esquemática do conceito subjacente ao método B

De notar que para a determinação do índice de magnésio usam-se agora todas as variáveis de análise térmica existentes na base de dados. O gráfico da figura 47 apresenta um exemplo da melhor

correlação encontrada para um índice de inoculante correspondente a 3 unidades, o respectivo resultado está evidenciado na tabela 19.

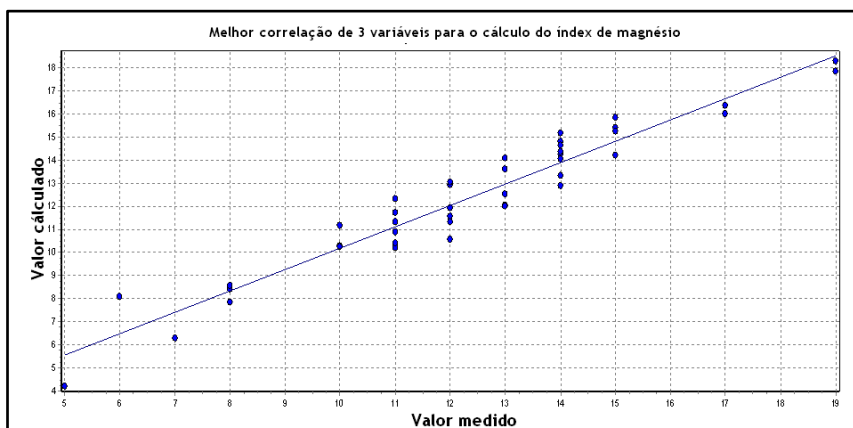


Fig. 47 – Representação gráfica da melhor correlação matemática encontrada para a determinação do índice de magnésio a partir de um índice de inoculante igual a 3

Tabela 19 - Resultado da correlação obtida no gráfico da figura 56

Variáveis	Fórmula	R <sup>2</sup>
3	$MG\_INDEX = -573,42 - 0,42 \times TA1\_LIQ\_R + 0,94 \times TA2\_EUT\_LO\_G + 6,60 \times TA2\_EUT\_ROC\_R$	0,93

O gráfico evidencia que as variáveis mais significativas para o caso apresentado, são a temperatura de liquidus (TA1\_LIQ\_R) e a velocidade de arrefecimento na reação eutética (TA2\_EUT\_ROC\_R) da curva proveniente do cartucho sem adição de inoculante, e a temperatura eutética mínima (TA2\_EUT\_LO\_G) da curva proveniente do cartucho com adição extra de inoculante SMW. A tabela 20 apresenta os resultados do teste t-student para as variáveis determinadas.

Tabela 20 – Resultado do teste t-student para o gráfico 47

Variáveis	
TA1_liq_R	-4,4
TA2_EUT_LO_G	7,0
TA2_EUT_ROC_R	16,7

A tabela 21 apresenta as correlações usadas para todos para a determinação dos índices de magnésio para cada índice de inoculante.

Tabela 21 – Resultados das correlações determinadas para o cálculo do índice de magnésio

Índice de inoculante	Fórmula para o cálculo do índice de Mg	R <sup>2</sup>
-4	Index Mg = $-720,59 + 6,65 \times TA1\_EUT\_ROC\_G + 0,65 \times TA2\_EUT\_LO\_G$	R <sup>2</sup> = 0,96
-3	Index Mg = $101,34 + 0,57 \times TA2\_EUT\_LO\_G - 0,65 \times TA2\_EUT\_UP\_R$	R <sup>2</sup> = 0,91
-2	Index Mg = $257,46 + 0,40 \times TA1\_EUT\_LO\_G - 0,68 \times TA1\_EUT\_UP\_R$	R <sup>2</sup> = 0,88
-1	Index Mg = $584,22 - 0,094 \times TA2\_EUT\_Z\_G + 3,61 \times TA2\_EUT\_ROC\_G - 0,49 \times EUT\_UP\_R$	R <sup>2</sup> = 0,91
0	Index Mg = $571,54 + 0,29 \times TA1\_EUT\_LO\_G - 0,43 \times TA1\_EUT\_UP\_R - 0,35 \times TA2\_EUT\_UP\_R$	R <sup>2</sup> = 0,89
1	Index Mg = $26,48 + 9,26 \times TA1\_EUT\_ROC\_R - 0,34 \times TA2\_EUT\_LO\_Z\_G$	R <sup>2</sup> = 0,92
2	Index Mg = $912,35 + 0,399 \times TA1\_EUT\_G - 1,185 \times TA1\_EUT\_UP\_R$	R <sup>2</sup> = 0,93
3	Index Mg = $-573,42 - 0,42 \times TA1\_LIQ\_R + 0,94 \times TA2\_EUT\_LO\_G + 6,60 \times TA2\_EUT\_ROC\_R$	R <sup>2</sup> = 0,93

### 3.5.3 MÉTODO C

Para o desenvolvimento deste terceiro método a abordagem é agora equacionada com o acesso ao conhecimento que a realização dos métodos anteriormente descritos proporcionou. Para além disso, procurou-se ir mais além do que previamente fora definido, na tentativa de arranjar soluções e verificar eventuais erros de classificação das curvas.

Este método foi elaborado com especial atenção para a determinação do índice de magnésio, visto o método anterior ter sido relativamente satisfatório na determinação do índice de inoculante. Mantendo-se deste modo a fórmula de cálculo para a determinação do índice de inoculante do método anterior.

No entanto, pretende-se à partida obter uma correlação capaz de determinar correctamente o índice de magnésio de modo geral, não criando a necessidade de construção de uma árvore de decisões, como o método anterior requeria, tornando o algoritmo mais claro e facilitando a sua programação. O gráfico da figura 48 apresenta a correlação obtida para 4 variáveis de análise térmica.

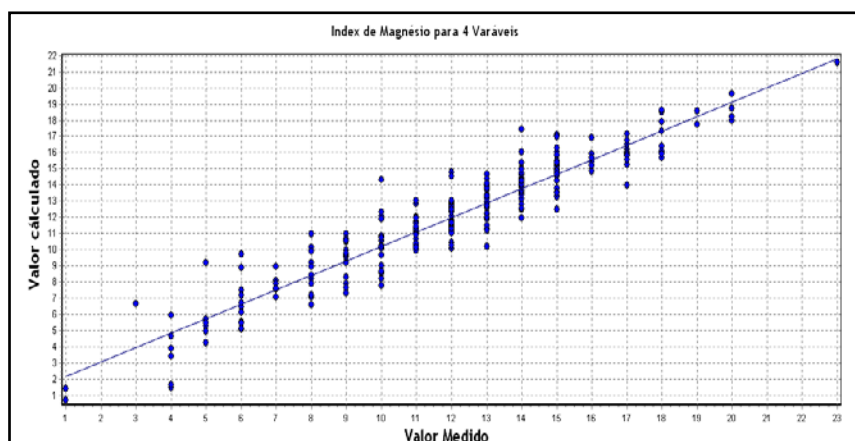


Fig. 48 – Representação gráfica da correlação matemática de 4 variáveis de análise térmica obtida para o cálculo do índice de magnésio

Tabela 22 - Resultado da correlação obtida para o gráfico da figura 48

Variáveis	Fórmula	R <sup>2</sup>
4	$MG\_INDEX = 59,36 + 0,38 \times EUT\_LO\_R - 0,65 \times EUT\_UP\_R - 0,047 \times TA1\_LIQ\_R + 0,28 \times TA1\_EUT\_LO\_G$	0,85

Esta correlação utiliza as variáveis temperatura eutética mínima EUT\_LO\_R, temperatura eutética máxima EUT\_UP\_R e a temperatura de liquidus da curva do processo, e a temperatura eutética mínima proveniente da curva do cartucho com inoculante CSF 10. Na tabela 23 apresenta-se o resultado do teste T-student.

Tabela 23 – Resultado do teste T-student para o gráfico da figura 48

Variáveis	Resultado
EUT_LO_R	-13,38

---

EUT_UP_R	14,74
TA1_Liq_R	-12,40
TA1_EUT_LO_G	-5,07

---

Demonstra-se assim, que para além das temperaturas eutécticas mínimas e máximas da curva do processo, a temperatura de liquidus da mesma curva e da curva contendo inoculante CSF 10 exerce influência no cálculo do índice de magnésio, observando-se ainda desta feita que para esta correlação a temperatura eutéctica mínima possui maior peso na determinação do índice de magnésio do que à partida se esperava. Este resultado parece estar em evidência com o anteriormente mencionado, dado de que é possível que a variação da temperatura de liquidus provoque um aumento ou diminuição da temperatura eutéctica mínima, visto a temperatura de liquidus estar directamente relacionada com o teor em carbono do banho metálico.

Como foi referido anteriormente, pensa-se que para grandes sobreaquecimentos a temperatura eutéctica mínima influencia a determinação da avaliação do estado de nodularização pela simples observação da temperatura eutéctica máxima.

Embora o valor resultante do  $R^2$  demonstre que estamos perante uma regressão de validade aceitável, necessita-se de uma avaliação e determinação mais precisa, visto a determinação dos valores intermédios do índice de magnésio ter uma oscilação considerável.

Foi já verificada, a influência da temperatura eutéctica mínima na determinação do índice de inoculante e para além disso, concluiu-se também que esta exerce influência na determinação do índice de magnésio, visto se ter averiguado a diminuição da temperatura eutéctica máxima para um mesmo estado de nodularização.

O conceito inerente ao desenvolvimento deste método considera que o índice de magnésio pode ser efectivamente calculado pela relação existente entre as temperaturas eutéctica mínima e temperatura eutéctica máxima. Para tal, procurou-se uma nova forma de relacionar estas variáveis e observar de que forma estas relações são determinantes no cálculo do índice de magnésio.

No entanto pretendia-se também desenvolver um método que utilizasse apenas uma única correlação para a determinação do índice de magnésio.

Verificando-se a relação e dependência das variáveis mencionadas para o cálculo do índice de magnésio foram aplicadas relações matemáticas cujos resultados foram equacionados como novas variáveis para correlação.

As relações matemáticas utilizadas pretendem reflectir, caso existam, o modo como as variáveis se relacionam ampliando essa relação e possibilitando uma melhor determinação do índice de magnésio.

Considerou-se o índice de magnésio como função de duas variáveis, estabelecendo-se um plano de relação, sendo o índice de magnésio a variável dependente Z, a temperatura eutética mínima e a temperatura eutética máxima as variáveis independentes X e Y respectivamente, obtendo-se:

$$Z = f(x,y) \quad (\text{Eq. 11})$$

$$\text{Índice de Magnésio} = f(\text{Eut}_{lo} ; \text{Eut}_{up}) \quad (\text{Eq. 12})$$

Partindo das noções anteriores as relações matemáticas aplicadas foram:

$$\text{Índice Magnésio} = \alpha \cdot \text{Eut}_{LO} + \beta \cdot \text{Eut}_{up} \quad (\text{Eq. 13})$$

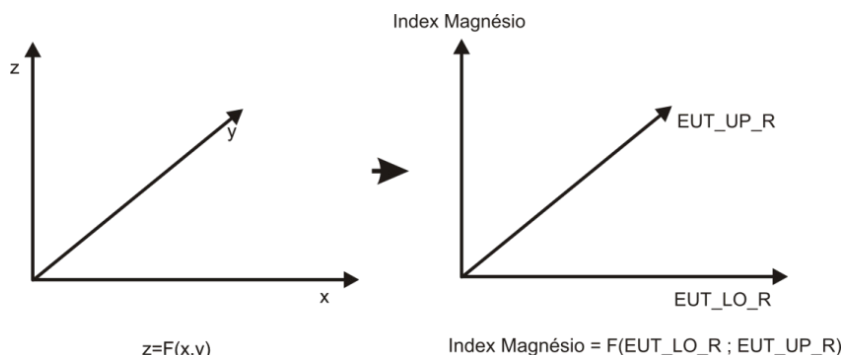
Sendo  $\alpha$  e  $\beta$  os declives das respectivas rectas

$$Z = a (\text{EUT}_{lo})^2 + b (\text{EUT}_{lo}) + c (\text{EUT}_{lo}) \times (\text{EUT}_{UP}) + d (\text{EUT}_{UP}) + e (\text{EUT}_{UP})^2 + f \quad (\text{Eq. 14})$$

Sendo  $a, b, c, d, e, f$  constantes.

O resultado da aplicação da relação matemática correspondente à equação 14 origina novas variáveis como consequência das combinações formuladas, ou seja, da aplicação desta última fórmula obtém-se 3 novas variáveis directamente relacionadas com as anteriores, x e y, Eut\_lo e Eut\_up respectivamente, sendo elas agora:  $x^2, y^2, xy$ .

Este procedimento foi ainda aplicado para outras variáveis onde se entendeu existir possíveis relações com a determinação do índice de magnésio.



**Fig. 49 - Esquema do exercício efectuado para aplicação do índice de magnésio em função da temperatura eutética mínima e da temperatura eutética máxima**

O próximo passo consistiu na aplicação de todas as novas variáveis, em conjunto com as já existentes na base de dados, para avaliação e determinação do índice de magnésio através de correlações matemáticas. Por outro lado, os resultados da regressão para 4 variáveis demonstraram também uma necessidade na reavaliação das curvas para baixos teores de magnésio, visto que no modelo existente, para valores de índice inferiores a 6 unidades o sistema possui uma grande oscilação nos resultados. A reclassificação das curvas tomou em consideração as variáveis obtidas na tabela 23 e procurou-se estabelecer novas regras e visualizar potenciais erros cometidos inicialmente que poderiam estar a interferir na correcta determinação dos índices de magnésio para baixos teores.



Depois de efectuada a análise e eventual reclassificação de algumas curvas, procedeu-se à formulação de novas correlações matemáticas para 3, 4 e 5 variáveis, agora com as variáveis determinadas pelas equações 13 e 14, de forma a se avaliar e solucionar o problema para uma única formulação. O resultado final pode ser observado no gráfico da figura 50 e a respectiva correlação na tabela 24.

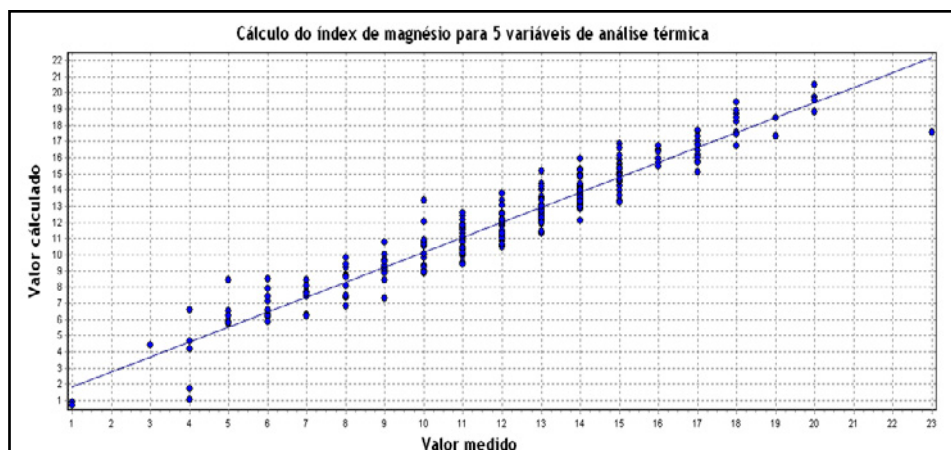


Fig. 50 – Representação gráfica da correlação obtida para a determinação do índice de magnésio para 5 variáveis

Tabela 24 - Resultado da regressão linear para o cálculo do índice de magnésio para 5 variáveis

Nr. de Variáveis	Fórmula	R <sup>2</sup>
5	$Mg\ index = -71769,37 + 63,67 \times MW\_EUT\_LO\_R + 62,01 \times EUT\_UP\_R - 0,055 \times MW\_EUT\_LO\_R \times EUT\_UP\_R + 0,34 \times TA2\_EUT\_LO\_G + 0,037 \times TA2\_TA\_SOLIDI\_NR\_G$	0,92

Com base no valor obtido para o R<sup>2</sup>, Concluiu-se que a correlação para 5 variáveis apresentava um potencial significativamente mais elevado do que aqueles demonstrados para 3 e 4 variáveis.

A análise da tabela 25, que apresenta o resultado do teste t-student para o gráfico anterior, revela que as variáveis encontradas nesta relação possuem sensivelmente o mesmo peso na determinação do índice de magnésio.

Tabela 25 – Resultados obtidos para o teste t-student referente à correlação apresentada no gráfico 50

Variáveis	Resultado
EUT_LO_R	9,6
EUT_UP_R	9,5
EUT_LO_R x EUT_UP_R	-9,6
TA2_EUT_LO_G	8,8
TA2_SOLID_NR_G	10,8

A equação final para a determinação do índice de magnésio através do método C é regida pelas variáveis apresentadas na tabela 24. O que se verifica é que o método utiliza as variáveis temperatura eutética mínima (EUT\_LO\_R) e temperatura eutética máxima (EUT\_UP\_R) provenientes da curva sem adição de inoculante extra, e a multiplicação destas duas variáveis de

modo a compensar o efeito do estado de mau estado de inoculação, uma outra consideração que o sistema toma em conta prende-se com a curva do cartucho que contém inoculante SMW, onde são utilizadas as variáveis temperatura eutética mínima (TA2\_EUT\_LO\_G) e o tipo de solidificação da curva, incorporado na variável TA2\_SOLID\_NR\_G. Estas duas variáveis estão relacionadas com comportamento de solidificação demonstrado pela curva, sendo que a variável TA2\_SOLID\_NR\_G regista efectivamente o tipo de solidificação: hipoeutético, eutético ou hipereutético. A temperatura eutética mínima da curva do cartucho com adição de SMW é também um indicador fiável dos teores de magnésio do banho, já que simula os teores de inoculante necessários para se dar o início da solidificação estável e no entanto apresenta os mesmos níveis de magnésio da curva proveniente do cartucho sem adição de inoculante.

Procedeu-se ainda à avaliação da utilização de mais variáveis de análise térmica para o cálculo dos índices de magnésio. A razão para tal, deve-se ao facto de se ter verificado que a correlação encontrada não utilizava as variáveis quadráticas da função polinomial. Concluiu-se no entanto, que a utilização de múltiplas variáveis embora aumente o potencial de determinação dos índices, em termos estatísticos o ideal é obter a melhor correlação com o menor número possível de variáveis independentes. Observa-se pelos dados fornecidos na tabela 26, que a utilização de 6 e 7 variáveis embora aumente em alguns casos o respectivo grau de relação, este comparativamente com os valores obtidos para 5 variáveis são pouco mais significantes. Para além disso, a utilização de funções polinomiais possui um risco acrescido na interpolação de pontos para os quais o sistema não está devidamente treinado, isto é, a previsão de determinados pontos pode estar errada devido à curvatura que a função polinomial possui nas extremidades dos valores que a determinaram.

Na tabela 26 são ainda determinadas duas vezes correlações efectuadas para 6 variáveis, isto devido ao facto de se pretender interpretar a influência das variáveis quadráticas na determinação dos índices.

**Tabela 26 - Resultados das regressões lineares para o cálculo do índice de magnésio para 3, 4, 5, 6 e 7 variáveis**

Nr de variáveis	Fórmula	R <sup>2</sup>
3	Index Mg = 370,56 - 0,34 x EUT_UP_R + 0,44 x TA1_EUT_LO_G - 0,41 x TA1_EUT_UP_G - 0,089 x TA2_EUT_LO_Z_G	0,88
4	Index Mg = -68340,99+ 61,029 x EUT_LO_R + 59,32 x EUT_UP_R - 0,053 x EUT_LO_R x EUT_UP_R + 0,039 x TA2_TA_SOLIDI_NR_G	0,90
5	Index Mg = -71769,37 + 63,67 x EUT_LO_R + 62,01 x EUT_UP_R - 0,055 x EUT_LO_R x EUT_UP_R + 0,34 x TA2_EUT_LO_G + 0,037 x TA2_TA_SOLIDI_NR_G	0,92
6	Index Mg = -98987,35 + 124,77 x EUT_LO_R + 49,16 x EUT_UP_R - 0,033 x EUT_LO_R <sup>2</sup> - 0,044 x EUT_LO_R x EUT_UP_R + 0,32 x TA2_EUT_LO_G + 0,033 x TA2_TA_SOLIDI_NR_G	0,93
6	Index Mg = -69650,70 + 66,199 x EUT_LO_R + 55,80 x EUT_UP_R + 0,0038 x EUT_UP_R <sup>2</sup> - 0,058 x EUT_LO_R x EUT_UP_R + 0,34 x TA2_EUT_LO_G + 0,037 x TA2_TA_SOLIDI_NR_G	0,92
7	Index Mg = -97395,56 + 130,80 x EUT_LO_R + 40,40 x EUT_UP_R - 0,034 x EUT_LO_R <sup>2</sup> + 0,0050 x EUT_UP_R <sup>2</sup> - 0,046 x EUT_LO_R x EUT_UP_R + 0,32 x TA2_EUT_LO_G + 0,033 x TA2_TA_SOLIDI_NR_G	0,94

## 4 – Apresentação dos resultados

No capítulo anterior foram caracterizados os 3 métodos desenvolvidos para a determinação dos índices de magnésio e de inoculante.

Pretende-se agora apresentar e avaliar os resultados obtidos para cada método determinando posteriormente o método que será integrado no modelo matemático final.

Para esta avaliação seleccionaram-se 55 curvas de análise térmica provenientes de dias diferentes de produção, que não fazem parte das curvas da base de dados, sendo que foram previamente classificadas para se proceder à avaliação dos métodos desenvolvidos.

### 4.1 Avaliação do método A

O gráfico seguinte ilustra a precisão demonstrada pelo método A na determinação do índice de inoculante.

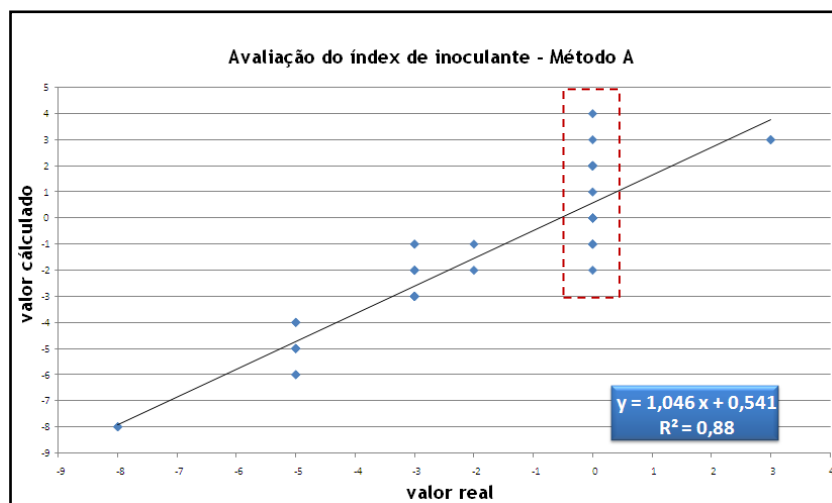


Fig. 51 – Representação gráfica dos resultados obtidos para o cálculo do índice de inoculante pelo método A

Pela análise do gráfico verifica-se que, embora o  $R^2$  seja relativamente satisfatório muitas das curvas existentes na janela do processo são mal avaliadas pelo método. Se fixarmos a atenção nas curvas avaliadas com um índice de inoculante correspondente a 0, verificamos que a determinação do índice de inoculante para estas curvas oscila entre -2 a 4.

No gráfico seguinte 52 apresenta-se o resultado da avaliação do método para a determinação do índice de magnésio.

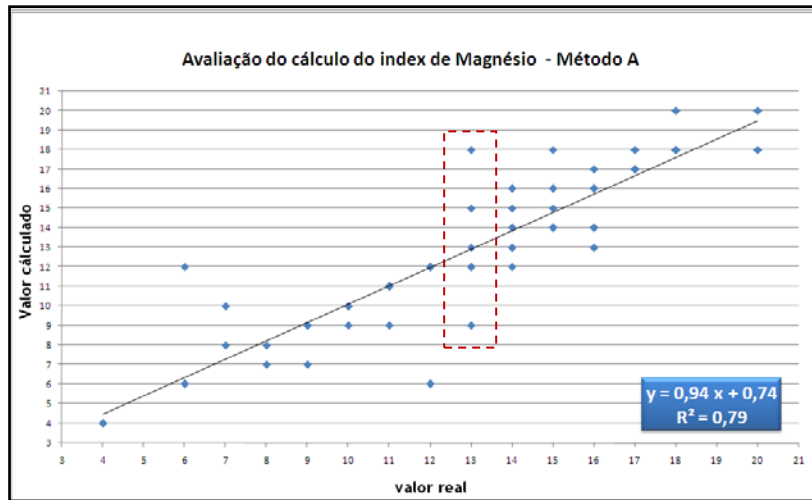


Fig. 52 - Representação gráfica dos resultados obtidos para o cálculo do índice de magnésio pelo método A

O gráfico demonstra uma grande variação no cálculo dos índices de magnésio especialmente para valores reais situados entre 7 e 16, verificando-se mesmo uma oscilação de 9 unidades para a determinação de curvas avaliadas com índice 13.

## 4.2 Avaliação do método B

Para a avaliação do método B recorreu-se ao mesmo procedimento utilizado no método anterior. Os gráficos seguintes indicam o resultado da avaliação do segundo método para a determinação dos índices de inoculante e de magnésio. No gráfico da figura 53, verifica-se uma melhoria significativa no cálculo dos índices de inoculante, em particular nas curvas mal determinadas pelo método A.

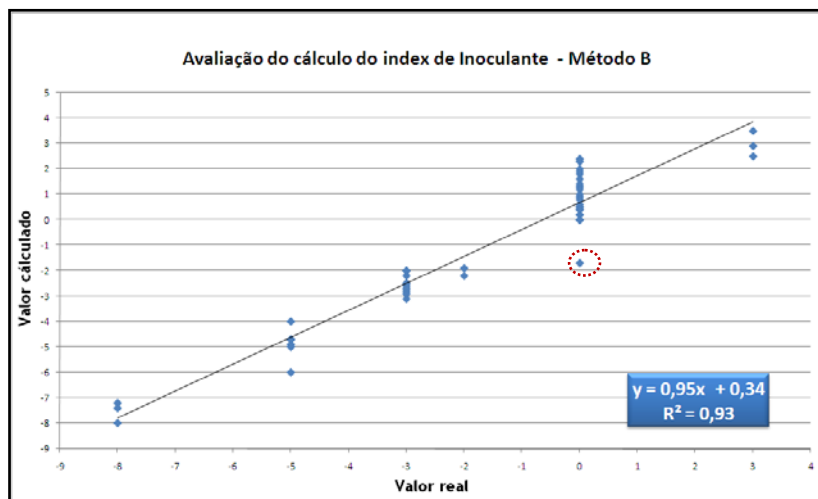


Fig. 53 - Representação gráfica dos resultados obtidos para o cálculo do índice de inoculante pelo método B

Relativamente ao cálculo do índice de magnésio pelo método B, o gráfico da figura 54 apresenta a relação determinada entre os valores reais e os calculados pelo método, exibindo um  $R^2$  relativamente satisfatório. Verifica-se de facto uma melhoria significativa da determinação dos

índices de magnésio com aplicação deste novo método, observando-se contudo ainda algumas oscilações para níveis de nodularização correspondentes a um índice de magnésio de 15 unidades.

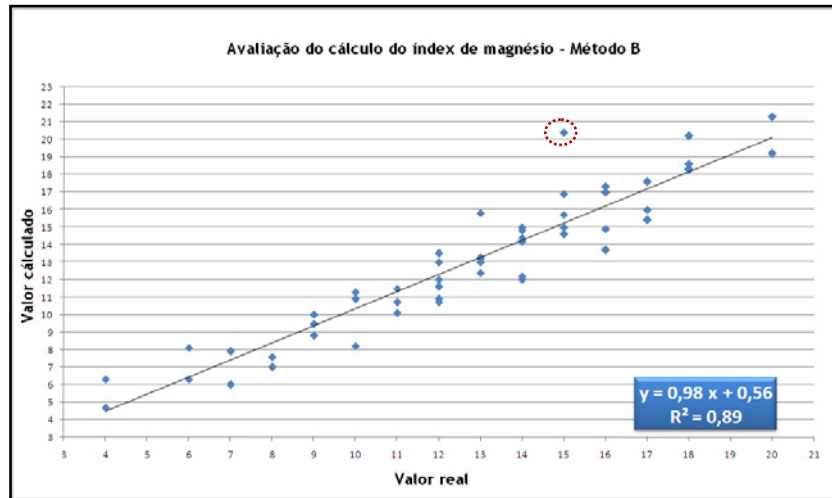


Fig. 54 - Representação gráfica dos resultados obtidos para o cálculo do índice de magnésio pelo método 2

### 4.3 Avaliação do método C

Neste método avalia-se apenas a determinação do índice de magnésio, dado que o método de obtenção do índice de inoculante é igual ao anterior. De facto uma avaliação deste método não diz mais do que aquilo que já se sabe pela equação obtida para a determinação dos índices de magnésio. No entanto, de forma a visualizar o comportamento do sistema relativamente à classificação das curvas utilizadas na avaliação dos sistemas anteriores e o resultado das mesmas curvas aplicadas a este método é apresentado no gráfico da figura 55. Onde se observa uma relação linear mais consistente ( $R^2=0,90$ ).

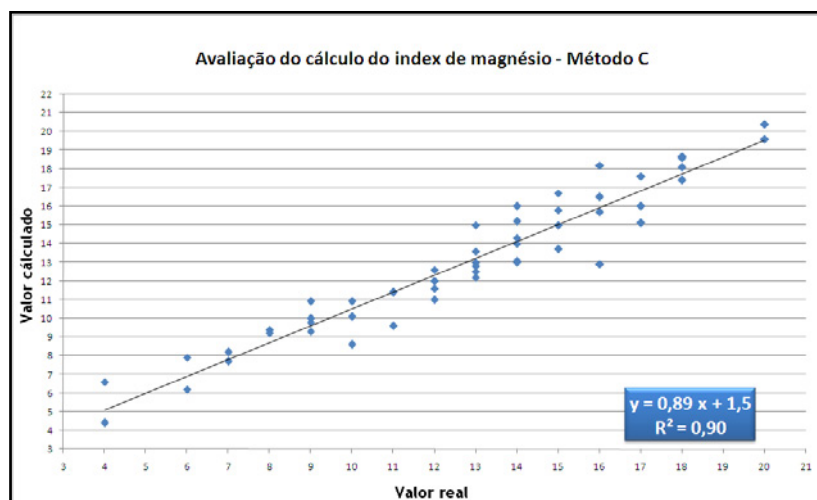
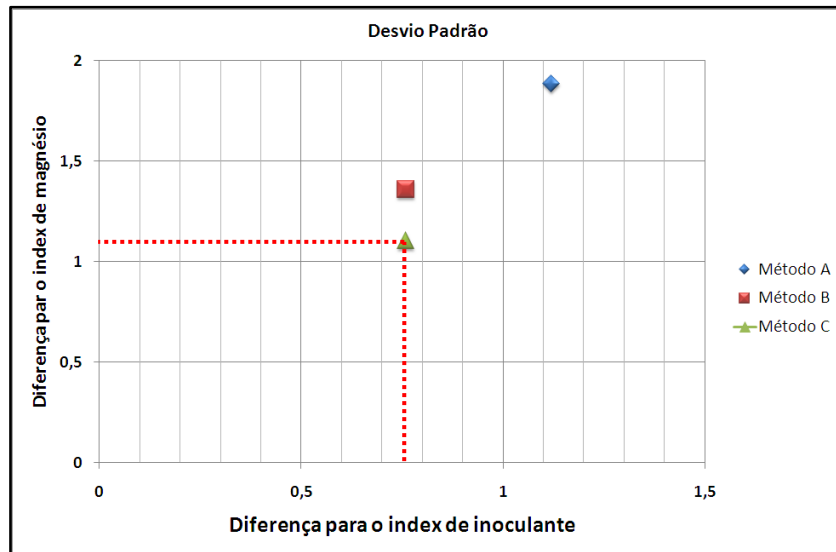


Fig. 55 - Representação gráfica dos resultados obtidos para o cálculo do índice de Magnésio pelo método C

## 5 – Discussão

No capítulo anterior foram apresentados os resultados referentes à classificação de 55 curvas de produção, obtendo-se resultados satisfatórios tanto para o método B como para o método C. No sentido de se proceder à implementação do modelo no sistema final, foi necessário decidir a partir dos resultados obtidos qual o método que mais se adequava às exigências pretendidas.

A figura 56 apresenta os resultados anteriores sob a forma do desvio padrão da média da diferença entre os valores reais dos índices e os calculados pelos métodos.



**Fig. 56 – Avaliação geral dos métodos com a indicação do desvio padrão relativamente ao índice de inoculante e ao índice de magnésio**

O cálculo do desvio padrão das diferenças permite verificar o desvio apresentado através das mesmas unidades que determinam os índices. A observação do gráfico deixa claro que o método A possui um desvio no cálculo dos índices maior que os restantes métodos, tanto para a determinação do índice de inoculante como para a determinação dos índices de magnésio.

No entanto, este desvio apresenta-se mais significativo para o cálculo deste último, aproximando-se num desvio de 2 unidades de índice de magnésio, significando por isso que a determinação de um dado índice está sujeita a uma variação de 2 valores. Este caso é significativo na determinação dos índices dentro da janela do processo, dando origem a que as adições de magnésio possam ser calculadas com base em índices que se podem situar 2 valores a cima ou abaixo do valor real, tendo como consequência uma má interpretação do estado metalúrgico do banho resultando num aumento ou diminuição da nodularidade e por conseguinte na deslocação do mesmo para fora da janela do processo.

As razões que se podem apontar para tal devem-se essencialmente ao facto de que o método se baseia apenas em duas variáveis, temperatura eutética mínima e máxima, para a comparação da curva e determinação dos índices, o que se mostra insuficiente. De verificar que o procedimento a

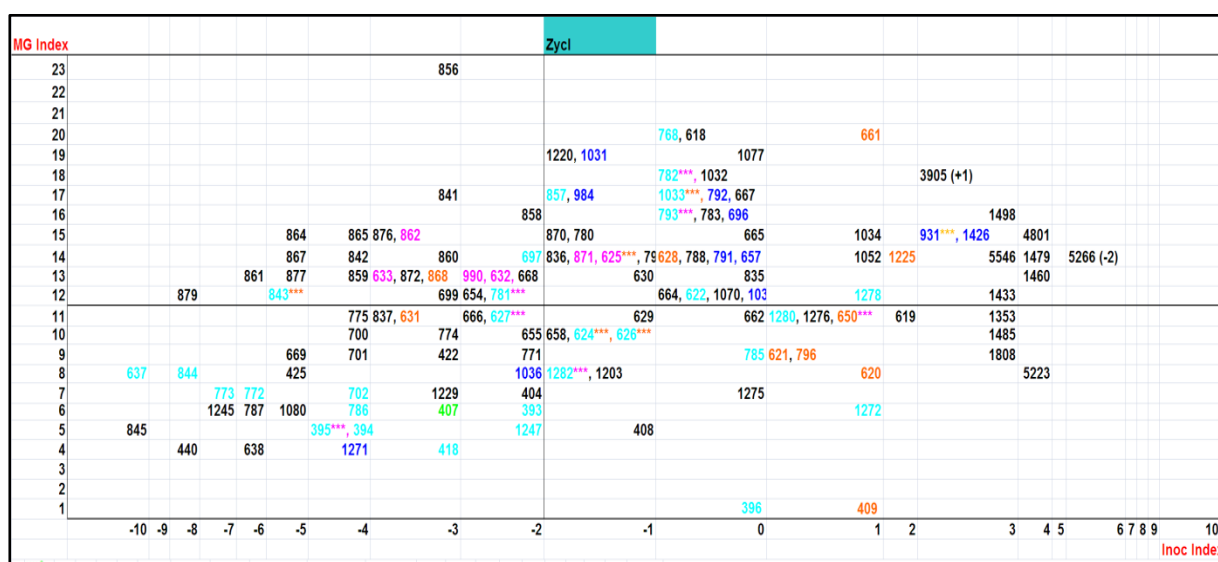
partir do qual as curvas foram aplicadas na matriz é mais preciso para a janela do processo, pois foi a partir da definição da janela do processo e da verificação das alterações gerais das curvas, que se determinou a forma como as outras curvas seriam classificadas. De todo o modo, obviamente o comportamento não se apresenta linear pois existem factores de interferência sobre as variáveis de correlação que não traduzem o fenómeno de solidificação representado pelas mesmas.

Durante a realização do trabalho, as curvas foram classificadas e reexaminadas para se verificar eventuais diferenças que curvas com os mesmos índices poderiam apresentar. Esta análise foi inicialmente registada numa folha Excel® onde foram colocadas as principais diferenças existentes para curvas com os mesmos índices, como se verifica na figura 57, dando origem a pequenas correcções para aperfeiçoar os métodos.

Os registos das principais diferenças aparecem na figura 57 distinguidos por cores. As curvas são apresentadas pelo seu número de registo. Na tabela 27 apresenta-se o significado das diferentes cores.

**Tabela 27 – Significado atribuído às cores nos números de registo das curvas da figura 66 para a visualização de eventuais diferenças**

Cores	Significado
<b>Azul claro</b>	Curva com temperatura de liquidus 1°C superior ou inferior a 1140 – 1141°C
<b>Azul escuro</b>	Curva com temperatura de liquidus >1°C superior ou inferior a 1140 – 1141 °C
<b>Magenta</b>	Temperatura eutética mínima inferior ou superior ao previsto determinado índice de inoculante
<b>Laranja</b>	Temperatura eutética máxima inferior ou superior ao previsto para determinado índice de magnésio
<b>Preto</b>	Curva dentro das regras de classificação



**Fig. 57 – Exemplificação da análise efectuada às curvas presentes na base de dados e das principais diferenças observadas entre as mesmas**

Através desta análise foram tiradas várias ilações, no que diz respeito ao melhor procedimento empírico de avaliação das curvas quando estas fogem aos parâmetros pré-estabelecidos.

Um dos principais problemas na classificação aparecia associado a níveis de inoculação baixos, visto este facto influenciar a recalescência eutética devido à menor energia libertada, ou calor libertado, para o meio que a formação de carbonetos provoca. No entanto, este fenómeno influenciava a determinação do índice de magnésio, estando na origem do desenvolvimento do método B.

Outro facto encontrado, e já referido na elaboração do método C, diz respeito à temperatura de liquidus da curva da câmara não inoculada. Verificou-se para temperaturas acima das temperaturas normais de produção (1140 °C) uma interferência na temperatura eutética mínima, o que perturba o cálculo do índice de inoculante e magnésio. Esta interferência foi posteriormente minimizada de forma a melhorar o modelo matemático.

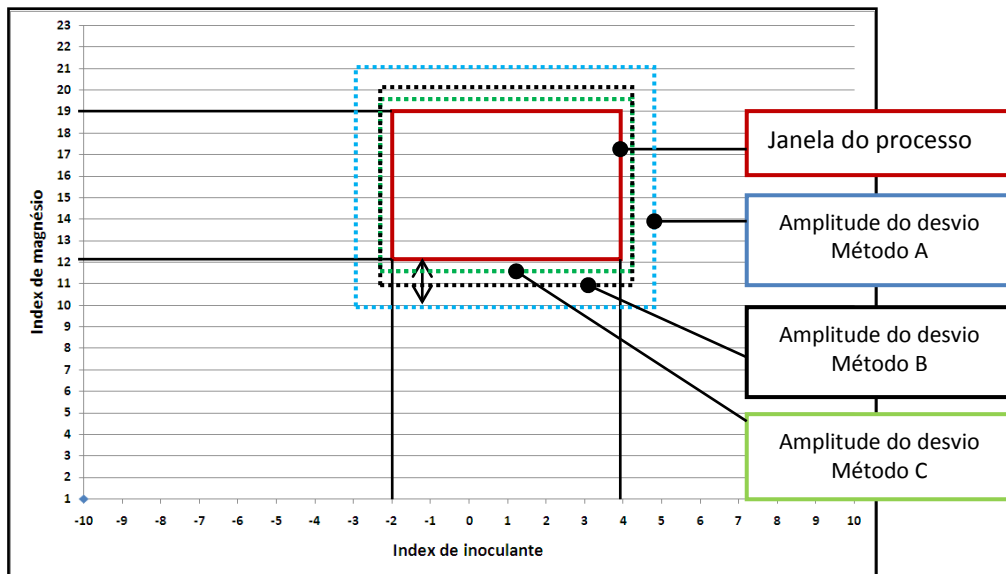
Relativamente aos métodos B e C, a principal diferença reflecte-se no cálculo dos índices de magnésio, visto a determinação do índice de inoculante ser obtida da mesma forma para ambos, verifica-se então que o método C classifica as curvas quanto ao índice de magnésio com um desvio ligeiramente menor quando comparado com o método B. O método C apresenta-se mais preciso do que o método B na determinação do índice de magnésio, com base nas figuras 54 e 55, na medida em que o método C usa 5 variáveis na correlação e o método B utiliza apenas entre 2 e 3 variáveis, devido ao menor número de pontos experimentais para cada gama individual de estado de inoculação.

Comparativamente com o método A, o cálculo do índice de magnésio é feito com um desvio consideravelmente menor, sendo logo à partida um factor determinante na exclusão do método A para aplicação do modelo.

A figura 58 apresenta a janela do processo em termos de índices para o componente que se pretendia produzir, assim como o desvio apresentado pelo método A, B e C em relação à janela do processo.

O factor determinante na decisão que envolve a aplicação do modelo matemático e por conseguinte ao sistema final prende-se com a amplitude do desvio demonstrado em relação à janela do processo, que se observa na figura 58. Verifica-se então que o método C, traço interrompido a verde na figura 58, apresenta a menor amplitude de desvio em relação à janela do processo. O método A, a traço interrompido azul na figura 58, apresenta um nível de desvio em relação à janela do processo consideravelmente elevado, originando uma maior imprecisão quanto à real determinação dos índices tornando-se inadequada tendo em conta os rigorosos parâmetros de controlo.

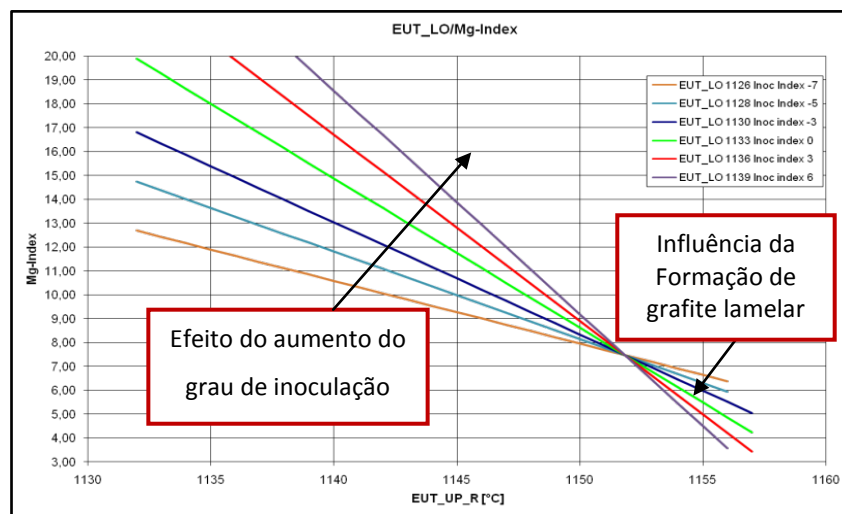




**Fig. 58 - Janela do processo para o componente sobre o qual se desenvolveu o sistema revelando as amplitudes dos desvio dos métodos A, B e C**

Desta forma e visto o método B ser sensivelmente menos preciso do que o método C, decidiu-se implementar no modelo matemático o método C.

O modelo matemático final apresenta então um método de determinação e classificação das curvas baseado em correlações matemáticas, e não conforme à partida se propôs por comparação directa. No entanto, as relações finais são as mesmas, isto é, após a determinação dos índices da curva da produção, a curva é relacionada com as microestruturas e propriedades apresentadas pelas curvas existentes na base de dados. O funcionamento do modelo foi já demonstrado no capítulo referente ao desenvolvimento dos métodos de determinação dos índices, a figura 59 demonstra porém a relação entre a temperatura eutética mínima e a temperaturas eutética máxima na determinação do índice de magnésio através do método C, evidenciando o diferente comportamento da função para com os diferentes níveis de inoculante.



**Fig. 59 – Representação gráfica do funcionamento do sistema para o cálculo do índice de magnésio para os diferentes índices de inoculante**

À medida que o índice de inoculante diminui, a temperatura eutética mínima também diminui, este facto parece originar uma diminuição do declive da recta representativa da função índice de magnésio, ocasionando que as mesmas temperaturas eutéticas máximas indiquem diferentes níveis de magnésio consoante a determinação do índice de inoculante, verificando-se que, por exemplo, o índice de magnésio 14 pode ser determinado para temperaturas eutéticas máximas desde 1135 a 1145°C, ou seja uma variação de 10°C, dependendo da temperatura eutética mínima.

O sistema também apresenta um ponto comum às rectas que constituem a função, onde se confere que independentemente do teor em inoculante existente no banho, o índice de magnésio é calculado com o mesmo valor, este facto parece estar relacionado com o início de formação da grafite lamelar visto este ponto se encontrar para temperaturas eutéticas máximas elevadas, onde as curvas começam a apresentar variações significativas nos pontos, o que parece resultar numa alteração quantitativa a nível das variáveis que no conjunto final apresentam o mesmo resultado. Verificou-se ainda que para baixos índices de magnésio e consequente início de formação de grafite lamelar o aumento do teor em inoculante provoca a diminuição do índice de magnésio.

Do ponto de vista de resolução do tema proposto, a empresa ficou satisfeita com os resultados alcançados. O modelo foi aplicado num regime experimental numa primeira fase, sendo posteriormente implementado no sistema final e integrado ao software de processo de controlo designado de CGI Navigator®, sistema este que funciona como interface entre a base de dados relativa aos detalhes dos processos de produção, com indicadores como composição química do banho metálico, temperaturas do forno, temperaturas de tratamento e de vazamento, adições de magnésio e inoculante efectuadas ao banho, adições de elementos a efectuar no forno, moldações a vazar, peso de banho metálico no forno, consistindo basicamente num registo detalhado e completo do processo.

Relativamente ao modelo em si, pretendia-se que este fosse funcional, claro para o cliente e facilmente ajustado às necessidades correspondentes às fundições: processo de produção utilizado, métodos de tratamentos efectuados e especificações relativas aos componentes a produzir. Isto revela-se importante no que concerne ao desenvolvimento de um modelo que não necessite de ser constantemente reprogramado e determinado sempre que a sua implementação seja requerida. Contudo é necessário referir que o sistema foi desenvolvido considerando um determinado componente com especificações características únicas para a sua produção. Evidentemente que a produção de outros componentes exigirá especificações e características diferentes, estas estão normalmente indicadas sob a forma de propriedades mecânica previstas para determinada percentagem de nodularidade máxima, teor em perlite, presença de carbonetos, teor de elementos residuais etc. Assim a aplicação do modelo matemático para a produção de outros componentes, regidos por outras especificações deverá ser efectuada considerando as propriedades mecânicas que

se pretende atingir, ou seja considerando uma nova janela de processo, composta pelos índices associados à sua produção.

A vantagem do modelo matemático apresentado reside no facto de ter sido desenvolvido com este conceito em mente, estabelecendo um método de classificação das curvas independente das exigências, ligando a análise térmica à matriz e a matriz à janela do processo pelas especificações, significando isto por fim que a relação determinada entre as curvas e respectiva análise de classificação é válida para processo de produção de ferro compacto em que a análise térmica seja requerida, visto as curvas possuírem as mesmas características para os mesmos parâmetros em determinação, nodularidade e densidade de partículas.

No anexo VII apresenta-se uma visão final do sistema e a sua dinâmica relativamente às exigências constituintes de cada componente.

A realização do trabalho consistiu na determinação das variáveis das curvas que se relacionam directamente com os índices de magnésio e inoculante, deste modo as especificações são independentes dos índices, podendo o método ser ajustado a qualquer componente que se pretenda produzir ajustando a janela do processo, dado que a correspondência entre as variáveis de análise térmica e os índices serão sempre influenciadas do mesmo modo.

No entanto, de referir que o princípio matemático que serve de base ao método é válido para ser aplicado em qualquer fundição após uma prévia calibração da base de dados segundo as curvas normalmente obtidas no processo.

## 6 – Conclusões

A elaboração de um modelo matemático para classificação automática de curvas de análise térmica tem a sua complexidade, que está intrinsecamente relacionada com a complexidade das curvas que resultam do processo de produção.

Para o trabalho em questão foi necessário desenvolver três modelos distintos com níveis de complexidade também distintos mas tendo em conta os detalhes das curvas que se pretendia classificar.

Na elaboração dos modelos verificou-se que para além da correlação básica no método A, que correlacionava o EUT\_LO com a densidade de partículas ou estado de inoculação, e o EUT\_UP com o estado de nodularidade, estes sofriam interferências da variação de outros pontos da curva, como a temperatura de liquidus e o estado de inoculação.

De forma a minimizar estas interferências foram desenvolvidos os modelos B e C, e por observação do gráfico da figura 56, verifica-se que o modelo C apresenta uma maior precisão na identificação das curvas relativamente aos índices, usando as variáveis temperatura eutética mínima, temperatura eutética máxima, a multiplicação da temperatura eutética mínima pela

temperatura eutética máxima, temperatura eutética mínima e tipo de solidificação da curva inoculada com SMW.

Quer o método B como o método C tomam em consideração o efeito dos diferentes estados de inoculação sobre o teor em magnésio.

A diferença de precisão dos dois métodos B e C, reside no facto de que o modelo C utiliza 5 variáveis na correlação para a determinação do teor em magnésio na qual a equação matemática compensa de forma natural o efeito da temperatura eutética mínima (EUT\_LO) na temperatura eutética máxima (EUT\_UP). No método B esta compensação é feita indirectamente através formulação de uma correlação para determinar o teor em magnésio para cada gama de inoculação de forma individual. Devido a esta particularidade, para cada correlação foram utilizadas apenas duas ou 3 variáveis de análise térmica, devido ao baixo número de pontos experimentais que existem para cada índice de inoculante individual. Este facto pode explicar a diferença de precisão entre o modelo B comparativamente com o modelo C. Coloca-se a questão de qual seria a precisão do modelo B na existência de pontos experimentais suficientes para a utilização de 5 variáveis para a determinação dos índices de magnésio.

O método C tem a característica de contemplar grande parte das interferências verificadas na determinação do índice de inoculante e magnésio mostrando que, o método de correlação global, entre as variáveis de análise térmica e os índices, é mais eficiente do que as técnicas de comparação directa entre curvas.

A aplicação deste método apresenta-se precisa e adequada para a utilização na produção de ferro compacto. Contudo, a utilização do método deve ser feita de forma responsável na medida em que antes da sua implementação devem ser efectuados pequenos ajustes com base nas características da produção onde se insere.

Relativamente à temperatura de liquidus e à sua influência sobre os pontos de controlo da curva esta deve ser mantida constante ao longo da produção. A influência das variáveis do processo que não são avaliadas pela análise térmica, devem ser mantidas constantes de forma a não alterar a relação curva de análise térmica com a estrutura/resistência à tracção.

## Sugestões para trabalhos futuros

Relativamente a trabalhos futuros a serem desenvolvidos, a primeira observação e possivelmente a mais óbvia, está relacionada com o estudo da influência da temperatura de liquidus na temperatura eutética mínima. Durante a realização deste trabalho verificou-se que esta interferência desestabilizava de certo modo o modelo matemático, assim o conhecimento desta influência permitirá aperfeiçoar o modelo. Neste estudo dever-se-á manter constante os teores de inoculante

adicionados ao banho e as temperaturas de realização dos tratamentos, fazendo-se apenas variar a temperatura de liquidus.

Outros trabalhos de interesse para o projecto:

- Cálculo do comprimento de fio de magnésio e inoculante a fornecer ao banho metálico, sendo um output do modelo matemático (a ser desenvolvido);
- Efeito da temperatura eutética mínima na determinação da temperatura eutética máxima;

## Referências bibliográficas

- [1] - **Davis, J. R.** *Cast irons*. Materials Park, OH : ASM Specialty Handbook, 1996. pp. 1-94, 131-155, 393-428.
- [2] - **Walton, Charles e Opar, Timothy.** *Iron castings handbook*. 1981. pp. 121-146; 381-397.
- [3] - *Compacted graphite iron - a material solution for diesel engines*. **Dawson, Steve**. Sweden : World Foundry Congress, 2008.
- [4] - *Cast Iron with Vermicular/Compacted Graphite - state of art*. **Congress, International Foundry**. Chicago : 49th International Foundry Congress, 1982.
- [5] - **Spectru - Instrumental Científico Lda**. Spectru. [Online] [último acesso 12 de 7 de 2009.] <http://www.spectru.com.br/Metalurgia/Nova%20pasta2/vermicular.pdf>.
- [6] - **Dawson, Steve e Schroeder, T.** Practical applications for compacted graphite iron. *AFS Transactions*. American Foundry Society, 2004, Vols. 04-047(05).
- [7] - **Makino Inc.** Why compacted graphite iron? *Competitive production*. [Online] [último acesso: 2 de 6 de 2009.] [http://www.competitiveproduction.com/features/default.aspx?article\\_id=1388](http://www.competitiveproduction.com/features/default.aspx?article_id=1388).
- [8] - **Sintercast**. Ford Presentation. *www.Sintercast.com*. [Online] [último acesso: 21 de 7 de 2009.] [http://www.sintercast.com/data/content/MULTIMEDIA/200441220264163Ford\\_presentation.swf](http://www.sintercast.com/data/content/MULTIMEDIA/200441220264163Ford_presentation.swf).
- [9] - **Tupy**. Indústria de fundição Brasileira - Tupy - Joinville - Santa Catarina. <http://www.tupy.com.br/>. [Online] [último acesso: 3 de 6 de 2009.] <http://www.tupy.com.br/portugues/produtos>.
- [10] - **ASTM International**. ASTM A842-04. *Standard Specification for compacted graphite irons*. United States : s.n., 2004.
- [11] - **Shao, S., Dawson, S. e Lampic, M.** Mechanical and Physical Properties of Compacted graphite cast iron. *WILEY-VCH*. 1998.
- [12] - **Badar, M., Abbasi, H.R. e Yaghtin, A.H.** Effect of sulfur on graphite aspect ratio and tensile properties of compacted graphite irons. *Journal of materials processing technology*. 209, 2008, Vols. 1701–1705.
- [13] - **Liesenberg, O. e Wittekopf, D.** *Eisen-Kohlenstoff-Gusswerkstoffen*. [PDF]
- [14] - **Metzloff, K.E. e Loper, C.R.** Effect of Nodule-Matrix Interface on Stress/Strain Relationship and Damping in Ductile and Compacted Graphite Irons. *AFS Transactions*. 02-086, 2002.

- [15] - **Holmgren, D., Diószegi, A. e Svensson, I. L.** Effects of nodularity on thermal conductivity of cast irons.
- [16] - **ASM Metals HandBook.** *Properties and selection: Irons and Steels and High Performance Alloys.* s.l. : ASM International - The materials information company, 1993. pp. 183, Tabela 9 página 184.
- [17] **Guesser, Wilson Luiz.** Compacted Graphite Iron – a new material for diesel engine cylinder blocks. [Online] [último acesso: 12 de 6 de 2009.]  
[http://www.joinville.udesc.br/portal/professores/guesser/materiais/CGI\\_engine\\_cylinder\\_blocks\\_SBPMat.pdf](http://www.joinville.udesc.br/portal/professores/guesser/materiais/CGI_engine_cylinder_blocks_SBPMat.pdf).
- [18] - **Guesser, W., Dawson, S. e Schroeder, T.** Production Experience With Compacted Graphite Iron Automotive Components. *AFS Transactions.* 2001, Vols. 01-071.
- [19] - **Hasse, Stefan.** *Guss und Gefügefehler.* Berlin : Schiele & Schön, 1999.
- [20] - **Santos, Henrique.** Documentos Teóricos da disciplina de Ligas ferrosas. *Ligas Ferrosas.* s.l. : Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.
- [21] - **Silva Ribeiro, C. A.** Documentos teóricos da disciplina de Fundição. *Nodular.* Porto : Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2006.
- [22] - **Brown, John R.** *Foseco ferrous foundryman's handbook.* Oxford : Butterworth Heinemann, 2000. 075064284X.
- [23] - **Stefanescu, Doru M.** Solidification and modeling of cast iron - A short history of the defining moments.
- [24] - *Process Control for the Production of Compacted Graphite Iron.* **Dawson, Steve.** Kansas City : AFS Casting Congress, May 2002.
- [25] - **Anjos, Vitor.** Análise térmica aplicada à produção de ferro compacto. *Tese de Mestrado.* Porto : Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2008.
- [26] - **Tecpro Corporation.** Wire Benefits. [Online] [último acesso 3 de 5 de 2009.]  
<http://www.tecprocorp.com/page7.html>.
- [27] - *Nucleation Mechanism in Ductile Iron.* **Skaland, T.** Illinois : Cast Irons inoculation Conference - American Foundry Society, 2005.
- [28] - **Anjos, Vitor.** Procedimento de controlo dos processos de produção de ferro compacto. *Fundição - Revista da Associação Portuguesa de Fundição.* Novembro de 2007, Vol. Vol. 247.
- [29] - Grow Continues for CGI. *Foundry Management and technology.* 2008.
- [30] - **Sillen, Rudolf.** *Process for production of compacted graphite cast iron.* WO 2007/073280 A1 28 de 6 de 2007. World Intellectual Property Organization.
- [31] - **Sun, X.J., Li, Y.X. e Chen, X.** Controlling melt quality of compacted graphite iron. *Materials Science & Engineering.* A 466, 2007, Vols. 1-8.
- [32] - *The Modern Thermal Analysis Route to the Compact graphite iron production.* **Vitor Anjos, Wolfgang Baumgart, João Cunha, C.A. Ribeiro.** Wisconsin; USA : "The Carl Loper Cast Iron Symposium", 2009.
- [33] - **Chaudhari, M. D., Heine, R. W. e Loper, Carl.** Principles involved in the use of cooling curves in ductile iron process control. *AFS Transactions.* 1974.

- [34] - **Suárez, O.M. e Loper, C.R.** Influence of Thermal Analysis Cups on Assessment of Critical Temperatures During Cast Iron Solidification. *AFS Transactions*. 2002.
- [35] - **International Standardization Society**. Cast iron - Designation of microstructure of graphite. *EN ISO 945:1994*. 1994.
- [36] - **Barralis, Jean e Maeder, Gérard**. *Prontuário de Metalúrgia*. [trad.] Lucas Silva e Maria Azóia. s.l. : Fundação Calouste Gulbenkian, 1997. pp. 47-61.
- [37] - **GmbH, OCC**. Thermal Analyses Handbook for PhaseLab. *Documentação técnica*. Mönchengladbach : s.n., 2001.
- [38] - **Anjos, Vítor e Baumgart, Wolfgang**. Thermische Analyse zur Prozesssteuerung im Schmelz und Gießbetrieb. Mönchengladbach : s.n., 2008.

#### **Referências consultadas não directamente indicadas no texto**

- [39] - **Atlas Foundry Company**. Understanding Cast Irons. [Online] [último acesso: 2 de 7 de 2009.]  
<http://www.atlasfdry.com/cast-irons.htm>.
- [40] - **Ribeiro, Silva**. Documentos Teóricos da Disciplina de fundição. *Nucleação*. Porto : Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2005.

# **ANEXOS**



## Anexo I

### Classificação dos ferros fundidos

A classificação dos ferros fundidos pode ser efectuada quanto ao tipo de grafite presente na estrutura, tipo de fractura, designação comercial ou aplicação. A tabela 28 apresenta a correspondência entre os vários tipos de classificações para os ferros fundidos. [1]

Tabela 28 – Correspondência entre as diferentes classificações dos ferros fundidos [1]

Designação comercial	Fase rica em carbono	Matriz*	Tipo de fractura	Estrutura final obtida
Ferro cinzento	Grafite lamelar	P	Cinzenta	BF**
Ferro nodular	Grafite nodular	F, P, A	Cinzenta	BF** ou TT***
Ferro compacto	Grafite compacta	F, P	Cinzenta	BF**
Ferro branco	Cementite (Fe <sub>3</sub> C)	P, M	Branca	BF**
Ferro maleável	Grafite recozida	F, P	Cinzenta	TT***

\* F – ferrite, P – Perlite, A – Austenite, M – Martensite  
 \*\* BF – Bruto de Fundição  
 \*\*\* TT – Tratamento térmico

Historicamente, e de modo geral, os ferros fundidos dividem-se em duas famílias:

- **Ferros fundidos brancos:** apresentam uma superfície de fractura branca e cristalina, como resultado da solidificação metaestável, apresentando Fe<sub>3</sub>C eutético na microestrutura; [1]
- **Ferros fundidos cinzentos:** apresentam uma superfície de fractura cinzenta, como resultado da solidificação ocorrer no domínio estável, apresentando grafite eutética na microestrutura; [1]

A norma **EN ISO 945:1994** fornece a classificação quanto ao tipo de grafite existente nos ferros fundidos, figura 1, sendo as mais vulgares a grafite lamelar (forma I), grafite nodular (forma VI), grafite compacta ou vermicular (tipo III).

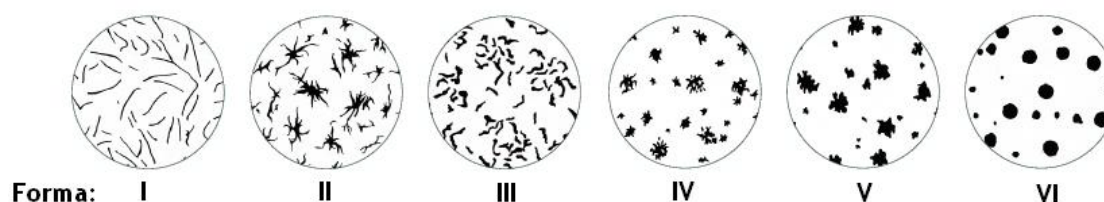


Fig. 60 – Designação fornecida pela EN ISO 945: 1994, das diferentes formas exibidas pela grafite nos ferros fundidos. [35]

As principais versões comerciais de ferros fundidos são então: ferro fundido branco, ferro fundido de grafite lamelar (vulgo ferro cinzento), ferro fundido de grafite nodular (vulgo ferro nodular), ferro fundido maleável, ferro fundido de grafite compacta (vulgo ferro compacto), ferro fundido de alta liga. [20]

## Designação dos ferros fundidos

A designação convencional dos ferros fundidos é descrita na norma **NF EN 1560**. A designação simbólica pode ser efectuada segundo as características mecânicas ou segundo a composição química. [36]

A tabela 29 fornece informação sobre os símbolos encontrados na norma para a designação simbólica, designação é constituída por seis símbolos, podendo contudo alguns não aparecer [36].

**Tabela 29 - Símbolos e sua interpretação na designação dos ferros fundidos segundo a norma NF EN 1560 [36]**

Símbolo	Significado
<b>EN</b>	Norma Europeia
<b>GJ</b>	<b>G</b> para peça vazada e <b>J</b> para ferro fundido
<b>(a) Símbolo do tipo de grafite</b>	<b>L</b> - lamelar, <b>S</b> - nodular, <b>V</b> – vermicular ou compacta, <b>M</b> - Grafite de recozimento, <b>N</b> – ledeburítico;
<b>(b) Símbolo da microestrutura</b>	<b>A</b> – austenite, <b>F</b> – ferrite, <b>P</b> – perlite, <b>M</b> – Martensite, <b>L</b> -Ledeburite, <b>Q</b> – temperado, <b>T</b> – temperado e revenido, <b>B</b> – coração negro (maleável), <b>W</b> – coração branco (maleável);
<b>(c) Características mecânicas</b>	Tracção mínima (dada em MPa), resistência à flexão (dada em MPa), ou dureza (HV, HB, HR). Podendo ser também classificado por letra, dependendo do modo de produção do provete ensaiado ( <b>s</b> – vazado separadamente, <b>U</b> – e contínuo, <b>C</b> – extraído de uma peça vazada) ou da temperatura de medida da resistência ao choque (RT- temperatura ambiente, LT – baixa temperatura;
<b>(d) Exigências suplementares</b>	Símbolo reservado a exigências suplementares;

Assim, a designação **EN-GJS-400-185-RT** corresponde a um ferro fundido de grafite nodular, com resistência à tracção mínima de 400 MPa, e de resistência à flexão à temperatura ambiente de 185 MPa.

## Anexo II

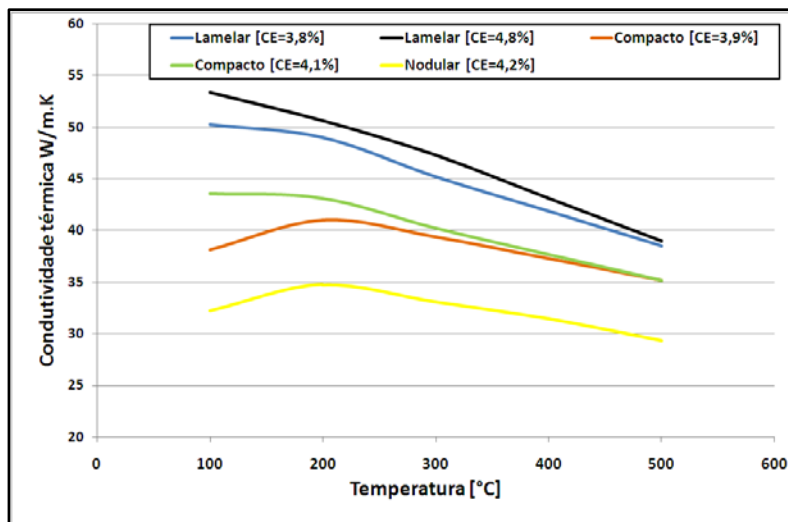


Fig. 61 - Condutividade térmica dos diferentes tipos de ferros fundidos cinzentos, dados obtidos a partir da tabela presente na bibliografia [20]

## Anexo III

### Descrição e caracterização das curvas de análise térmica para os ferros fundidos compactos

Neste subcapítulo pretende-se ilustrar as curvas de análise térmica típicas de um ferro fundido compacto. A figura seguinte, 62, apresenta uma curva de arrefecimento típica de um ferro compacto hipoeutético, evidenciando-se ainda os respectivos pontos de controlo. De referir no entanto que, é apenas apresentada na figura o segmento correspondente à solidificação eutética, visto esta determinar o tipo e morfologia da grafite, sendo as transformações no estado sólido apenas determinam a natureza da matriz.

As curvas de análise térmica típicas de um ferro compacto são caracterizadas por apresentarem um sobrearrefecimento e uma recalescência elevadas durante a solidificação no patamar eutético. Esta característica é independente do processo de produção utilizado, e verifica-se que as determinantes do processo composição química e tratamentos efectuados, apenas variam as temperaturas de ocorrência dos pontos característicos.

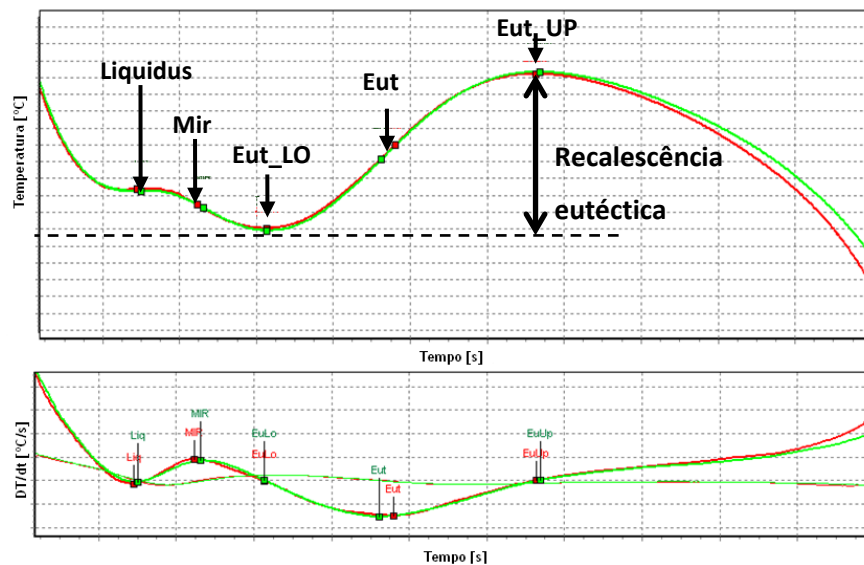


Fig. 62 - Exemplo de uma curva de arrefecimento típica de um ferro fundido de grafite compacta com a indicação da primeira e da segunda derivada e os respectivos pontos de inflexão e controlo

Na figura 62 estão apenas evidenciados os principais pontos de controlo e inflexões associadas às curvas de análise térmica, no entanto existem muitas variáveis que são determinadas por relações entre as existentes e que não são apresentadas na figura, que possuem significado metalúrgico estando de qualquer forma devidamente referidas na tabela 30, em conjunto com o seu significado.

Tabela 30 - Significado das variáveis de análise térmica [37]

Variável	Significado
Liq.	Temperatura de liquidus
Liq_Z	Tempo de ocorrência da temperatura de liquidus
EUT_LO	Temperatura eutética mínima
EUT_LO_Z	Tempo de ocorrência da temperatura eutética mínima
EUT_UP	Temperatura eutética máxima
EUT_UP_Z	Tempo de ocorrência da temperatura eutética máxima
EUT	Temperatura eutética; 2º mínimo da primeira derivada
EUT_Z	Tempo de ocorrência da temperatura eutética
EOF	Fim de solidificação eutética; segundo máximo da 1ª derivada
EOF_Z	Tempo para o fim da solidificação eutética
EUT_ROC	Velocidade de arrefecimento no ponto eutético
EUT_REC	Recalescência do ponto de inflexão do eutético
Liq_REC_DUR	Duração em segundos da recalescência no ponto eutético
EER	Estimativa do final da reacção eutética em função da primeira derivada, para $dT/dt = 0,4$ após o ponto eutético máximo
EER_I	Estimativa do final da reacção eutética em função da primeira derivada, para $dT/dt = 1$ após o ponto eutético máximo
EER_II	Estimativa do final da reacção eutética em função da primeira derivada, para $dT/dt = 2$ após o ponto eutético máximo
MIR	Ponto médio entre a temperatura de liquidus e o ponto eutético mínimo
MIR_ROC	Taxa de arrefecimento no ponto MIR
EBR	Estimativa do inicio da reacção eutética, estimado em função da 1ª derivada
TA_SOLIDI_NR_G	Indicação do tipo de solidificação da curva hipoeutético, eutético, hipereutético

A determinação destas variáveis é uma consequência directa do registo de uma inflexão na curva para determinada relação temperatura – tempo, estando por conseguinte relacionada com a ocorrência de uma reacção no processo de solidificação. No entanto algumas variáveis não apresentam significado metalúrgico, são apenas utilizadas com o intuito de estabelecer pontos de controlo onde por vezes se registam pequenas alterações nas curvas.

A figura 63 revela o comportamento dos diferentes tipos de solidificação verificados pelo registo das curvas de análise térmica para ferros compacto hipoeutéticos (1), eutéticos (2) e hipereutéticos (3), com o intuito de se estabelecer e perceber a diferença existente nas curvas de análise térmica de ferros compactos com diferentes composições.

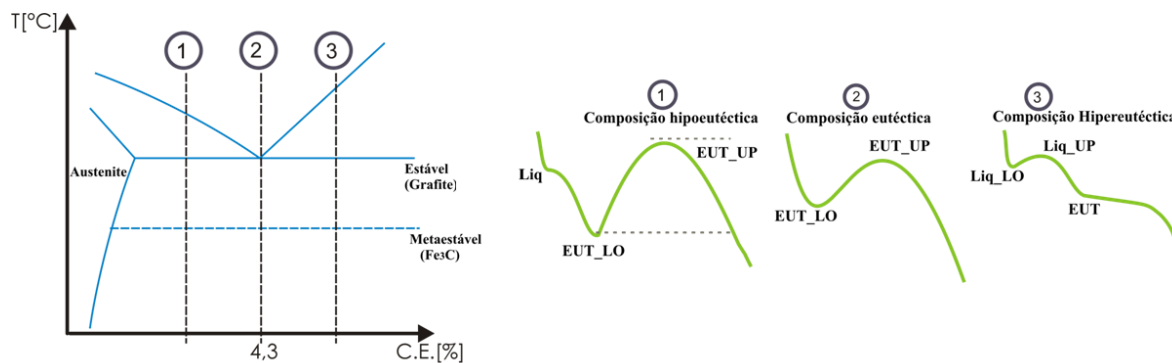


Fig. 63 - Representação gráfica de curvas de análise térmica de ferros compactos hipoeutéticos, eutéticos e hipereutéticos [38]

Pela observação da figura 63 verifica-se que existe uma diferença gráfica observável no comportamento dos diversos tipos de composição. Esta indicação é importante pois revela informação necessária para a determinação do tipo de ferro compacto a solidificar. Curvas típicas de um ferro compacto hipoeutético apresentam inicialmente uma primeira inflexão correspondente ao início de solidificação, temperatura de liquidus, a segunda inflexão regista o início de solidificação eutética, determinada pela temperatura eutética mínima (EUT\_LO) apresentando posteriormente um máximo correspondente à temperatura eutética máxima registada. Composições tipicamente eutéticas caracterizam-se pela apresentação de duas inflexões importantes uma sendo a temperatura eutética mínima coincidente com a temperatura de liquidus, outra do mesmo modo que para composições hipoeutéticas reflecte a recalescência eutética através da temperatura eutética máxima. As curvas hipereutéticas são diferenciadas das restantes pelo facto de evidenciarem uma recalescência no liquidus, isto é, no início de solidificação, provocado pela precipitação da grafite primária. Posteriormente a transformação eutética não revela uma recalescência acentuada como as restantes curvas visto a energia necessária para a precipitação da austenite ser relativamente menor do que a da grafite.

## Anexo IV

### Descrição do software de análise térmica Phaselab®

O software de aquisição de curvas e informação relativa à análise térmica é sem dúvida uma parte importante do processo de controlo. A informação proveniente da análise térmica consiste apenas num conjunto de dados relativos à temperatura em função do tempo, a visualização gráfica desta informação permite a verificação de alterações significativas nas curvas e uma avaliação directa. Desta forma, o software desenha a melhor curva que passa pelos pontos fornecido, sendo o algoritmo baseado em relações matemáticas polinomiais.

O Phaselab® foi desenvolvido pela OCC, GmbH, e está integrado no processo geral de controlo, aquisição e arquivo de dados que a empresa disponibiliza para as fundições, designado de GIS<sup>1</sup> (Sistema de informação para a fundição). A figura 64 diz respeito à interface disponibilizada pelo software Phaselab®, onde se pode verificar a existência de 2 conjuntos de informação.

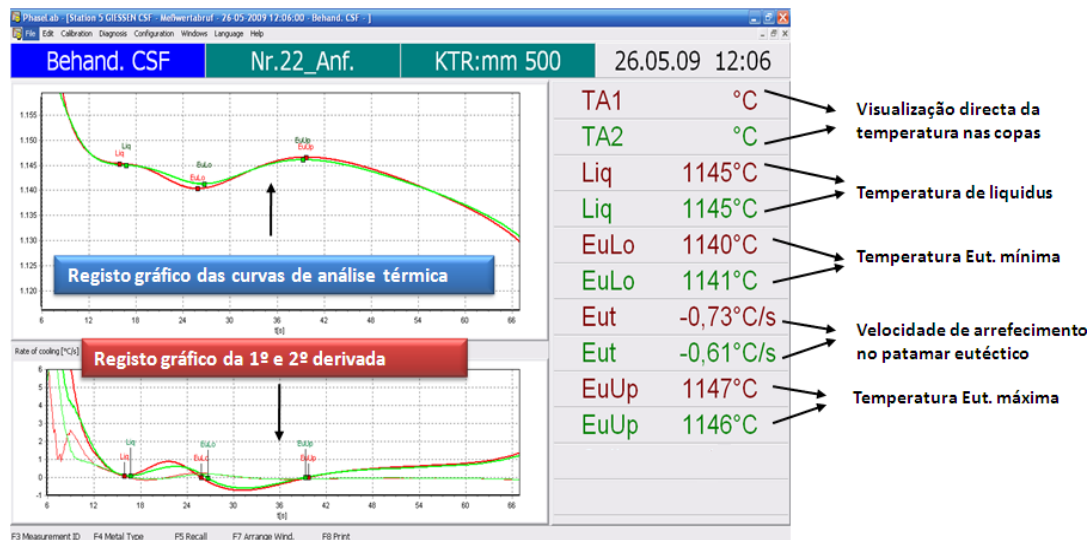


Fig. 64 - Interface gráfico do software Phaselab® para os dados de análise térmica

Do lado esquerdo situam-se os gráficos correspondentes aos dados de análise térmica, assim com a sua primeira e segunda derivada. Do lado direito é visível uma variedade de informação relativa a pontos de análise térmica que estão a ser controlados

De facto o software permite alterar e adaptar as diferentes informações relativas à análise térmica em função das necessidades das empresas, dependendo do tipo de ferro fundido que se está a produzir e da janela de processo existente. Assim, é possível que em determinadas situações, a janela do lado direito seja apresentada com outras informações de análise térmica ou previsões estruturais. Para além do que foi referido, os dados de análise térmica são ainda guardados numa

<sup>1</sup> GIS – do alemão “Gisserei Informations Systeme“

base de dados e se necessário, é possível exportá-los e disponibilizá-los em tabelas para programas como o Excel<sup>®</sup>.



## Anexo V

Na figura 65 é possível verificar a existência de diferentes áreas, às quais correspondem diferentes estados metalúrgicos.

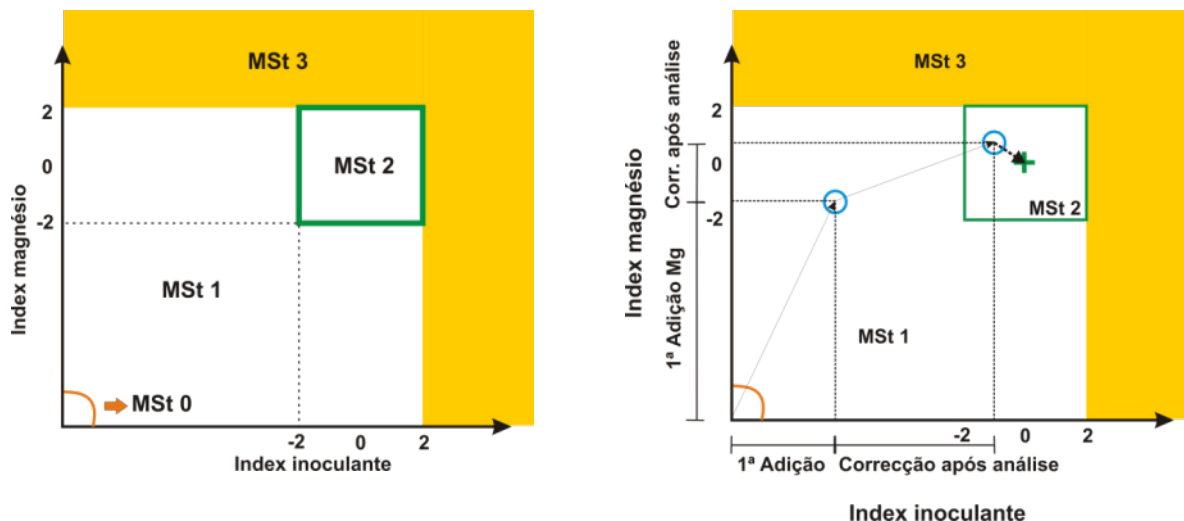


Fig. 65 – Representação esquemática da matriz desenvolvida para o modelo matemático com a diferenciação dos campos correspondentes a diferentes estados metalúrgicos.

O significado dos estados metalúrgicos apresentados nos esquemas anteriores é apresentado na tabela 31.

Tabela 31 – Descrição dos diferentes estados metalúrgicos e acções de correcção a efectuar

Estado metalúrgico	Acção a efectuar	Descrição
MSt 0	Realizar tratamento standard	Ferro lamelar
MSt 1	Realizar tratamento de correcção	O banho metálico da próxima colher deve ser tratado de forma a conduzir o estado metalúrgico do forno de vazamento para condições de vazamento
MSt 2	Prosseguir com vazamento	O estado metalúrgico do banho metálico permite a produção de ferro compacto
MSt 3	Não prosseguir com o vazamento	Banho metálico não consistente com os limites de elementos activos para a produção de compacto

## Anexo VI

### Determinantes metalúrgicas

Nesta secção, pretende-se apenas demonstrar de forma geral, as diferentes curvas de análise térmica e respectivos resultados microestruturais, com o intuito permitir visualizar e unir a elaboração do trabalho às determinantes e variáveis metalúrgicas que por fim deram origem ao sistema. As curvas que foram obtidas e colocadas na base de dados possuem características comuns que permitem, primeiro a sua classificação relativamente aos parâmetros em estudo e segundo a respectiva correspondência microestrutural.

Em termos gráficos, é possível definir 4 curvas de análise térmica características, que devido às suas particularidades permitem prever as suas estruturas. Contudo, deve ser resumido a relação das variáveis de análise térmica com as estruturas, de modo a clarificar a interpretação das curvas.

De seguida apresenta-se então a variação observada nas curvas de análise térmica e a respectiva correspondência entre as curvas e a microestrutura exibida.

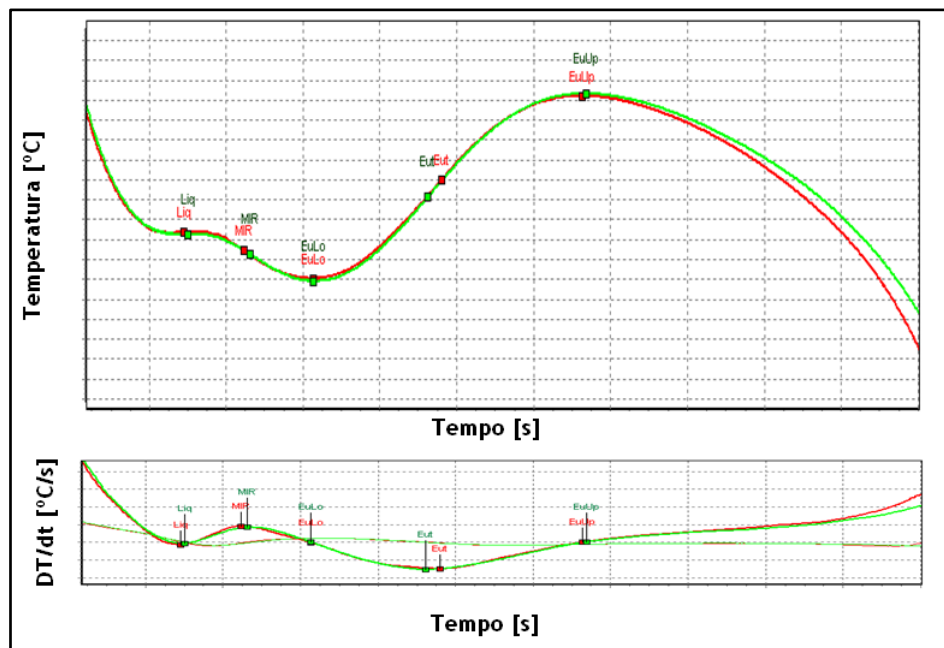
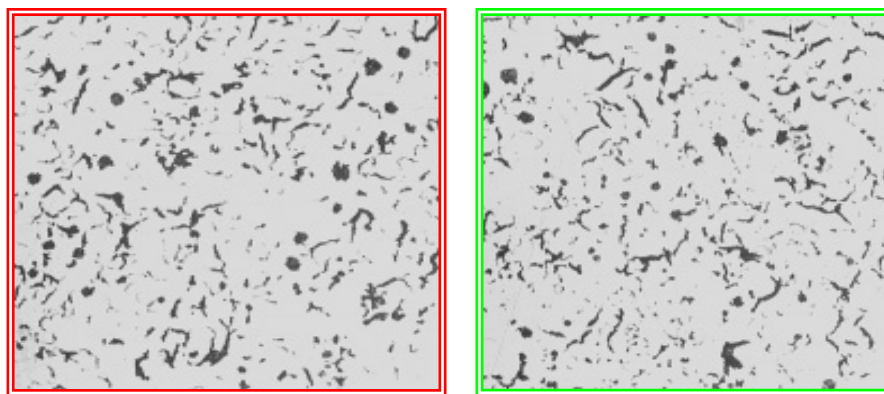


Fig. 66 - Curva de análise térmica correspondente à produção de ferro compacto com 10% de nodularidade



**Fig. 67 - Estruturas obtidas nos cartuchos de análise térmica que deram origem às curvas da figura 66**

As curvas da figura 66 são curvas provenientes da produção de ferro compacto, que se podem designar de normais. A curva a vermelho é proveniente da câmara sem adição de inoculante extra, e a verde a curva proveniente da câmara com 0,04% de inoculante CSF10. É possível averiguar-se que tanto a curva vermelha como a curva verde possuem a mesma forma e características. O resultado final é uma microestrutura de grafite compacta com 10% de nodularidade em ambas as amostras.

O aumento do teor em magnésio resulta numa variação no aspecto da curva, o que corresponde a alterações nas temperaturas e tempos de ocorrência, o principal efeito deste aumento é verificado na temperatura eutética máxima da curva vermelha (não inoculada com CSF10) e na transição da curva verde (inoculada com CSF 10) para um tipo de solidificação próximo do eutético, com a temperatura eutética mínima ligeiramente igual à temperatura de liquidus. Este facto pode ser explicado devido ao aumento de teor em silício no banho metálico proveniente das ligas de tratamento utilizadas. Por outro lado, as curvas parecem demonstrar que quando os teores em magnésio e inoculante atingem determinada concentração no banho, tem início a solidificação do tipo eutética, visualizada na curva verde (adição de CSF 10), muito possivelmente devido à precipitação de grafite primária. Como resultado final a curva a verde, contendo uma pequena quantidade de inoculante adicional CSF 10, produz dois indicadores, inicialmente é possível prever-se a influência que um teor mais elevado em inoculante provoca no estado metalúrgico de determinado banho, por outro lado se a curva a vermelho apresentar o teor em inoculante necessário, verifica-se que o aumento do nível de magnésio provoca uma deslocação da curva para a direita no diagrama de equilíbrio originando uma solidificação próxima da eutética. Isto permite estabelecer os limites de adições e prever o comportamento do banho metálico segundo as adições efectuadas. Assim, o aumento da nodularidade é traduzido na curva a vermelho por uma deslocação da temperatura eutética máxima para valores inferiores à curva dita normal, e a curva verde começa a apresentar um comportamento próximo do eutético, determinado pelo aumento da temperatura eutética mínima, como se verifica na figura 68.

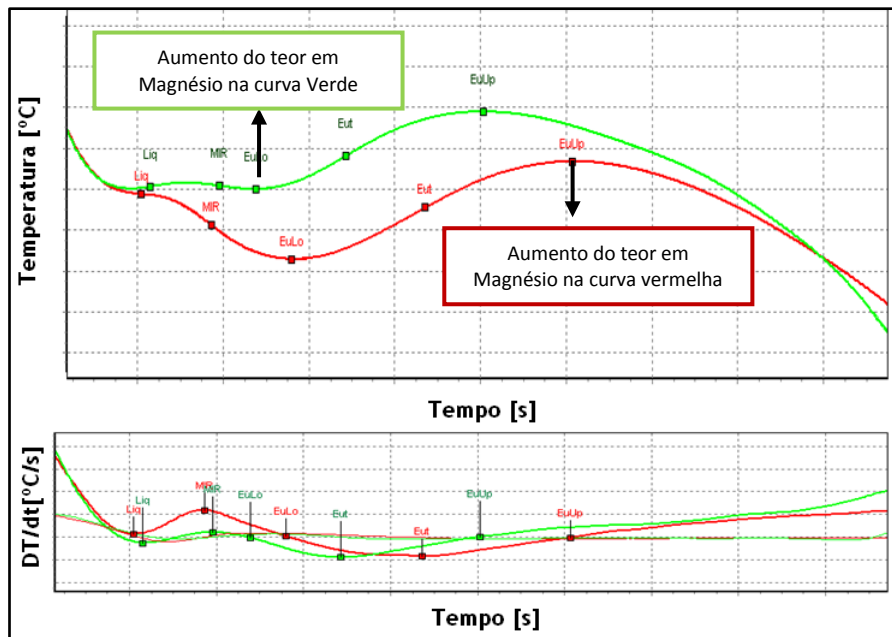


Fig. 68 - Relação entre as curvas de análise térmica e respectiva estrutura obtida com 20% de nodularidade

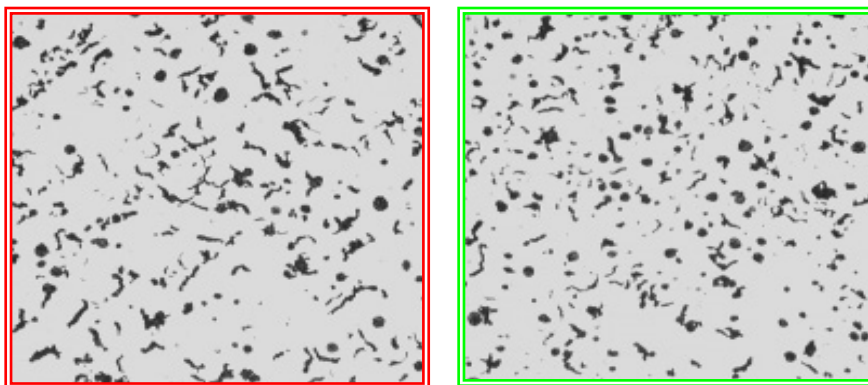


Fig. 69 - Estruturas obtidas pelas copas de análise térmica que deram origem às curvas da figura 68

Por outro lado, a temperatura eutética máxima da curva vermelha e verde, revela-se um bom indicador do estado metalúrgico do banho tanto para a previsão da nodularidade como da presença de partículas de grafite lamelar, visto na situação em que o estado de inoculação está de com o pré-determinado para a produção de ferro compacto, o que se verifica pela diminuição do teor em magnésio é uma elevação da temperatura eutética máxima de ambas as curvas.

O gráfico da figura 70 revela a forma de uma curva de produção de ferro compacto que deu origem a uma estrutura com baixa nodularidade e com formação de lamelas. Verifica-se que a formação de grafite lamelar provoca um acentuado aumento da recalescência eutética.

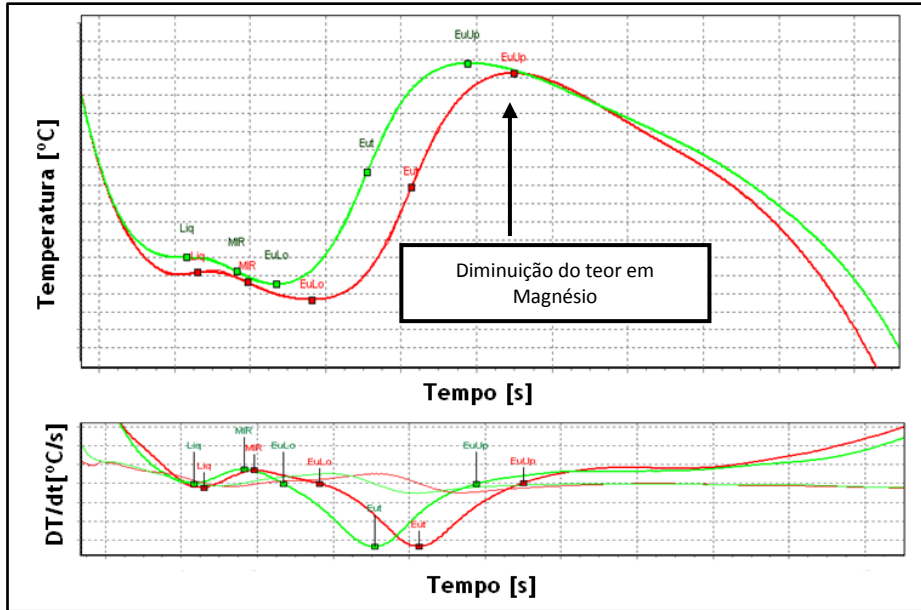


Fig. 70 - Relação entre as curvas de análise térmica e a respectiva estrutura como uma nodularidade de 4%

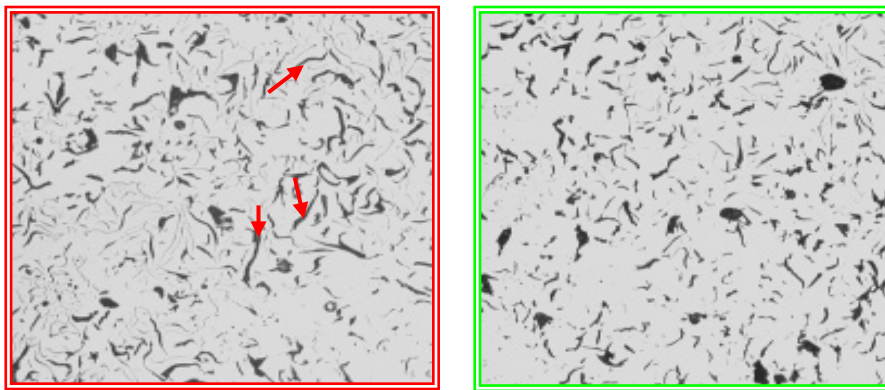


Fig. 71 - Estrutura obtida pelas copas de análise térmica que deram origem às curvas da figura 70

## Anexo VII

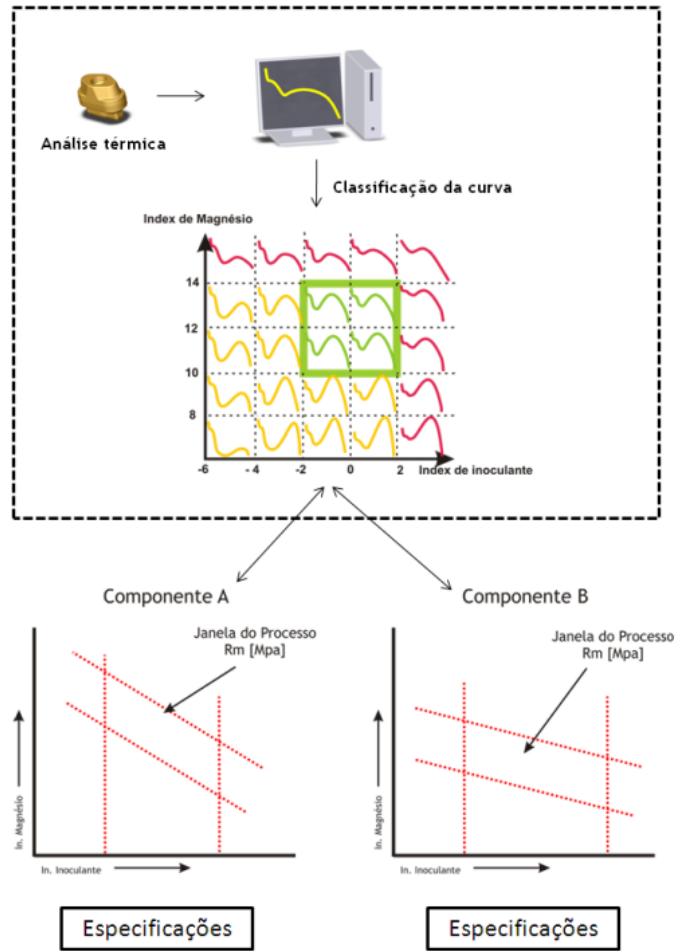


Fig. 72 – Visualização geral do modelo desenvolvido em conjunto com o ajuste da janela do processo para diferentes componentes